

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 17  
2021  
№ 4 (196)  
апрель

Издается с января 2005 г.

**Главный редактор**  
д.т.н., проф.  
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного совета**

д.т.н., проф., заслуженный  
деятель науки и техники РФ  
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместитель главного редактора**

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

д.т.н., проф. В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН  
д.т.н., проф. А.В. КИРИЧЕК  
д.т.н., проф. О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.  
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.  
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.  
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.  
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.  
В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.  
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО  
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.  
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.  
В.В. СЛЕПЦОВ, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.  
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.  
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.  
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Ян СУХАНЭК  
Мариан СЧЕРЕК  
Войтек ХОМИК

**Редакция:**

А.В. ОРЛОВА  
С.В. ЧЕРНЫЙ

## СОДЕРЖАНИЕ

➔	<b>ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ</b>	
	Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г., Попов О.Н. Исследование формирования микрогеометрии поверхности трения износостойкого покрытия при трении с металлическим контртелом .....	147
➔	<b>МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА</b>	
	Жуков В.В., Степанов С.А. Оборудование для струйно-абразивной обработки твердых материалов .....	153
➔	<b>ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ</b>	
	Агеева Е.В., Сабельников Б.Н. Структура и свойства безвольфрамового твердого сплава на основе карбонитрида титана, спеченного из электроэрозионных порошков, полученных в углеродсодержащей среде .....	158
	Жачкин С.Ю., Трифионов Г.И., Пеньков Н.А., Бирюков А.В. К вопросу о математическом моделировании процесса плазменного напыления при восстановлении деталей АПК .....	162
	Нгуен Ван Чьеу, Астафьева Н.А., Тихонов А.Г., Балановский А.Е. Сравнительная оценка твердости легированных покрытий из обмазки смеси CuSn—Cr <sub>x</sub> C <sub>y</sub> при упрочнении плазмой и лазером .....	166
➔	<b>ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА</b>	
	Козырев Н.А., Усольцев А.А., Михно А.Р., Сычев А.А., Уманский А.А. Влияние введения титана в порошковую проволоку системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Ni на параметры упрочняющей наплавки .....	173
	Григорчик А.Н., Астрашаб Е.В., Кукареко В.А., Белоцерковский М.А. Коррозионная стойкость газотермических покрытий, напыленных методом высокоскоростной металлизации .....	176
➔	<b>ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ</b>	
	Михальченко А.М., Козарез И.В., Феськов С.А., Михальченкова М.А. Методика определения адгезионной прочности полимерных самотвердеющих композиционных материалов и клеевых соединений .....	181
➔	<b>УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ</b>	
	Овчинников В.В., Слезко М.Ю., Магай Д.А., Сбитнев А.Г. Структура и свойства поверхностного слоя титановых сплавов после ионной имплантации серебра и ультразвуковой обработки .....	184

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.05.03 – Колесные и гусеничные машины; 05.05.06 – Горные машины; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.05 – Обработка металлов давлением; 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" 39269) или в издательстве.  
Тел.: (495) 785-60-69,  
268-47-19.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре.  
Свидетельство о регистрации  
ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 17  
2021  
№ 4 (196)  
April

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

Dr. of Eng. Sci.  
Yu.V. PANFILOV

**Chair of Editorial Council**

Dr. of Eng. Sci., The honoured  
worker of a science and  
technics of the RF  
V.F. BEZYAZYCHNYI

**Editorial Assistant**

Dr. of Phys.-Math. Sci.  
V.Yu. FOMINSKY

**Chairman Assistants:**

Dr. of Eng. Sci. V.Yu. BLUMENSTEIN  
Dr. of Eng. Sci. A.V. KIRICHEK  
Dr. of Eng. Sci. O.V. CHUDINA

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.E. GROMOV  
S.A. KLIMENKO  
N.K. KRIONI  
V.P. KUZNETSOV  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO

H.M. RAKHIMYANOV

B.P. SAUSHKIN  
V.V. SLEPTSOV  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUKHOICHEV  
V.P. TABAKOV  
V.A. SHULOV  
M.L. KHEIFETS  
Jan SUCHANEK  
Marian SZCZEREK  
Wojciech HOMIK

**Edition:**

A.V. ORLOVA  
S.V. CHERNY

## CONTENTS

➔	<b>GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING</b>	
	<b>Struchkov N.F., Vinokurov G.G., Popov O.N.</b> Investigation of the formation of friction surface microgeometry of a wear-resistant coating during friction with a metal counterbody .....	147
➔	<b>MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING</b>	
	<b>Zhukov V.V., Stepanov S.A.</b> Jet-abrasive equipment for hard materials treatment .....	153
➔	<b>PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY</b>	
	<b>Ageeva E.V., Sabel'nikov B.N.</b> Structure and properties of a tungsten-free hard alloy based on titanium carbonitride sintered from electroerosive powders obtained in a carbon-containing medium .....	158
	<b>Zhachkin S.Yu., Trifonov G.I., Pen'kov N.A., Biryukov A.V.</b> On the question of mathematical modeling of the plasma deposition process in the restoration of agricultural machinery parts .....	162
	<b>Nguyen Van Trieu, Astaf'eva N.A., Tikhonov A.G., Balanovsky A.E.</b> Comparative evaluation of the hardness of alloyed coatings from fastening CuSn—Cr <sub>x</sub> C <sub>y</sub> mixture hardened by plasma and laser .....	166
➔	<b>CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING</b>	
	<b>Kozyrev N.A., Usol'tsev A.A., Mikhno A.R., Sychev A.A., Umansky A.A.</b> Influence of titanium introduction into flux-cored wire of the FE—C—SI—MN—CR—MO—NI system on the parameters of hardening surfacing .....	173
	<b>Grigorichik A.N., Astrashab E.V., Kukareko V.A., Belotserkovsky M.A.</b> Corrosion resistance of hypersonic metallization coatings sprayed .....	176
➔	<b>POLYMER AND COMPOSITE COATINGS</b>	
	<b>Mikhal'chenkov A.M., Kozarez I.V., Fes'kov S.A., Mikhal'chenkova M.A.</b> Methodology for determining of adhesion strength of polymeric hardening-curing composite materials and adhesive joints .....	181
➔	<b>STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY</b>	
	<b>Ovchinnikov V.V., Slezko M.Yu., Magay D.A., Sbitnev A.G.</b> Structure and properties of the surface layer of titanium alloys after silver ion implantation and ultrasonic treatment .....	184

Reprint is possible only with the reference to the journal  
"Strengthening technologies and coatings"

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according to groups of science specialty: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology; 05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment; 05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials,  
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue "Pressa Rossii" 39269) or in publishing office.  
Ph.: (495) 785-60-69, (499) 268-47-19.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by Roskomnadzor. The certificate of registration ПИ № ФС 77-63956. 09.12.2015



**Н.Ф. Стручков, Г.Г. Винокуров**, канд. техн. наук,  
(Институт физико-технических проблем Севера имени В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск),

**О.Н. Попов**, канд. техн. наук  
(Институт математики и информатики,  
НИИ математики Северо-Восточного Федерального Университета  
имени М.К. Аммосова, г. Якутск)  
E-mail: struchkov\_n@rambler.ru

## Исследование формирования микрогеометрии поверхности трения износостойкого покрытия при трении с металлическим контртелом

*Исследованы поверхности трения износостойких покрытий с модифицирующими добавками  $Al_2O_3$  и металлического контртела из стали ШХ15, а также выявлены факторы, влияющие на формирование микрогеометрии поверхности покрытия при трении скольжения. Разработана статистическая модель на основе биномиального распределения удаленных частиц износа для описания фрикционного взаимодействия при трении покрытия с металлическим контртелом.*

**Ключевые слова:** электрометаллизационное покрытие, поверхность трения, профиль, статистическая модель.

*Were is researched the friction surfaces of wear-resistant coatings with modifying additives  $Al_2O_3$  and metal counterbody made of ShH15 steel, and also reveals the factors that influence the formation of coating microgeometry of surface during sliding friction. A statistical model has been developed based on the binomial distribution of removed wear particles to describe the frictional interaction during friction of the coating with a metal counterbody.*

**Keywords:** electroarc metallization coating, friction surface, profile, statistical model.

### Введение

Как показывает мировая практика, с развитием современных технологий в ремонтном производстве широко применяются высокоэнергетические способы нанесения износостойких покрытий (газотермическое напыление и наплавка, электродуговая металлизация проволоками и др.) [1–5]. При эксплуатации износостойкие покрытия деталей подвергаются трению скольжения с сопряженными металлическими контртелами машин и механизмов. При этом физико-механические свойства и структура покрытий существенно влияют на эксплуатационные характеристики пары трения — обработанной поверхности детали и контртела.

Для оценки износостойкости пары трения необходимо установить влияние структуры и свойств порошковых покрытий на фрикционное взаимодействие с материалом контртела. Следует выявить, как особенности свойств и структуры

покрытия будут проявляться в процессах изнашивания обеих контактных поверхностей трения. Как показывают исследования, при трении скольжения износостойких порошковых покрытий профиль их контактной поверхности тесно связан со свойствами контртела [6–8]. Поэтому для исследования взаимосвязи процессов изнашивания порошкового покрытия и контртела актуальным является установление количественных соотношений характеристик микрогеометрии контактных поверхностей.

Как показывают исследования, износостойкие порошковые покрытия характеризуются неоднородной структурой. Форма затвердевших частиц и поровое пространство между ними определяют макроструктуру порошкового покрытия (В.В. Кудинов). Влияние многочисленных факторов на физико-химическое взаимодействие частицы порошкового материала с окружающими частицами или с поверхностью основы практически

исключает динамическое описание макроструктуры порошковых покрытий. Поэтому для описания макроструктуры порошковых покрытий, полученных высокоэнергетическими технологическими методами, наиболее перспективным и целесообразным является статистический подход.

Ранее авторами были разработаны статистические подходы для описания формирования и изнашивания макроструктуры порошковых покрытий и материалов [9]. Актуальным является развитие данных подходов с учетом закономерностей формирования микрогеометрии контактной поверхности порошкового износостойкого покрытия.

**Цель работы** — выявить закономерности формирования микрогеометрии поверхности износостойких порошковых покрытий при трении скольжения с металлическим контртелом и разработать статистическое описание их фрикционного взаимодействия.

### Материалы и методика экспериментальных исследований

Экспериментально исследовали поверхности трения износостойких покрытий, полученных электродуговой металлизацией порошковой проволокой с тугоплавкими добавками корунда  $Al_2O_3$  при различных технологических режимах. Порошковая проволока с модификаторами корунда является разработкой Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (ИФТПС СО РАН) [10].

Порошковая проволока, содержащая тугоплавкий корунд  $Al_2O_3$ , состоит из стальной оболочки с шихтой из смеси порошков феррохрома и оксида алюминия следующего состава, % мас.: углерод 0,47...0,51; хром 2...4; оксид алюминия 10...15; железо — остальное [10]. Диаметр порошковой проволоки 2,0 мм; коэффициент заполнения 0,35...0,4.

Покрытия с тугоплавкими добавками корунда  $Al_2O_3$  нанесены на промышленной установке электродуговой металлизации ЭДУ-500 (ООО "Вега-1", г. Комсомольск-на-Амуре) при разных технологических режимах с параметрами: ток электрической дуги  $I = 280...300$  А, дистанция напыления  $L = 130$  мм, напряжения электрической дуги  $U = 30, 35, 40$  В.

Испытания покрытий на износ проводили на машине трения СМЦ-2; на основе анализа исследований и методик испытаний была выбрана схема трения "диск—колодка". Выбранные режимы испытаний: прижимная сила 372,6 и 735,5 Н, частота вращения вала машины трения  $5\text{ с}^{-1}$ ; трение — сухое. Использовали образцы в виде дисков

диаметром 0,05 м и высотой 0,01 м с порошковым покрытием толщиной до 0,001 м; измерение износа проводили весовым методом. Контртела — колодки — изготавливали из закаленной стали ШХ15.

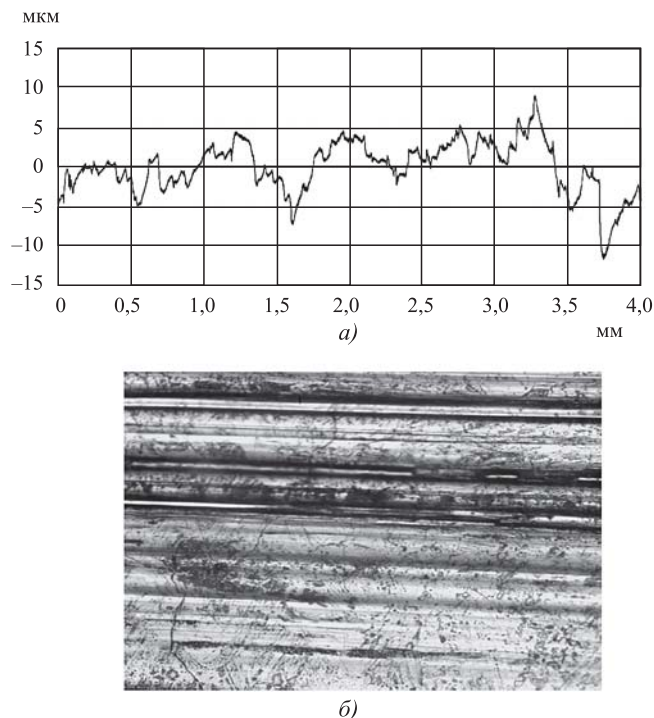
В стадии приработки измерения выполняли через 1500 циклов машины трения. После стабилизации режима — через 4500 циклов; один цикл соответствует пути трения длиной  $1,96 \cdot 10^{-2}$  м. Профилометрические измерения поверхности в зоне трения проводили на четырех маркированных диаметрально противоположных участках покрытия с помощью профилометра SJ-201P фирмы Mitutoyo (Япония). Экспериментальные распределения высот поверхности трения получены обработкой данных профилограмм с усреднением по поверхности трения покрытий; для этого была разработана программа на языке Visual Basic.

Металлографический анализ структуры поверхности трения износостойких порошковых покрытий был проведен на оптических микроскопах Neophot-32, Stemi2000-C и Axio Observer D1m.

### Экспериментальное исследование структуры и микрогеометрии поверхности трения износостойкого порошкового покрытия

Было предположено, что при фрикционном изнашивании в плоскостях, перпендикулярных к пути трения, характеристики микрогеометрии — статистически однородные величины [9]. Поэтому в работе основное внимание уделено экспериментальному изучению профилей поверхности покрытий, перпендикулярных к пути трения — так называемых поперечных профилей (рис. 1, а). Как известно, модифицирующие добавки корунда являются тугоплавкими (температура плавления  $Al_2O_3$  составляет 2050 °С). Поэтому при электродуговой металлизации более крупные частицы порошка корунда только частично расплавляются и сохраняют формы. Известно, что характерной особенностью макроструктуры модифицированных порошковых покрытий является ее регулярное слоистое строение [1—6]. Поэтому частицы порошка корунда проявляются в формировании поперечных профилей износостойкого покрытия.

На рис. 1, б представлена характерная структура поверхности трения износостойкого покрытия с модифицирующими добавками корунда  $Al_2O_3$ . В исходном состоянии было выявлено, что поверхности покрытий характеризуются гребнями различной высоты, наблюдаются некоторые поры и пустоты в виде темных пятен. Далее, в стадии приработки (до 18 000 циклов), гребни подвергаются плоскому сжатию и деформируются, за счет



**Рис. 1. Поверхность трения износостойкого покрытия с тугоплавкими добавками корунда  $Al_2O_3$ ,  $\times 250$ :**  
*a* — характерный поперечный профиль после 45 000 циклов; *б* — структура после 180 000 циклов

чего увеличиваются площади контакта в виде продольных дорожек. Оторвавшиеся частицы износа покрытия и контртела попадают в зону контакта, вдавливаются и действуют как режущий и абразивный материал; они также заполняют поры и пустоты на поверхности трения.

Установлено, что после  $\sim 20\,000$  циклов трения у покрытий начинается режим установившегося изнашивания, наблюдается равномерный массовый износ, увеличивается фактическая площадь контакта трения покрытия и контртела. При  $\sim 54\,000$  циклах трения фактическая площадь контакта заметно увеличивается, продольные дорожки расширяются за счет изнашивания. Как видно из рис. 1, *б*, формируются характерные продольные борозды на поверхности трения, которые сохраняются вплоть до 180 000 циклов; поры и пустоты значительно сокращаются. При  $\sim 180\,000$  циклах наблюдается стабильный массовый износ, поры и пустоты на поверхности практически отсутствуют (см. рис. 1, *б*). Поверхность трения покрытия очищена, наблюдаются мелкие дорожки с четко выраженным направлением трения скольжения.

Таким образом, установлено, что на этапе установившегося изнашивания покрытия увели-

чивается фактическая площадь контакта и сокращается количество пор и пустот поверхности трения. Оторвавшиеся частицы износа порошкового покрытия и контртела на этапе установившегося изнашивания способствуют образованию мелких борозд по направлению трения.

На рис. 2 (см. обложку) приведены экспериментальные характеристики микрогеометрии поверхности трения износостойкого покрытия с тугоплавкими добавками корунда  $Al_2O_3$ .

Как установлено профилометрическими исследованиями и видно из графика, распределение координат равновесного (при больших значениях пути трения) профиля поверхности трения покрытий в основном является одномодальным и характеризуется высокой симметрией (рис. 2, *а*).

С профилем поверхности трения связана другая характеристика микрогеометрии — распределение глубин неровностей, которое изменяется по пути трения [7, 8]. В отличие от координат профиля, глубина неровностей отсчитывается от наибольшей высоты профиля, т. е. отличается только постоянным смещением. Экспериментальное распределение глубин неровностей поверхности покрытия с тугоплавкими добавками корунда  $Al_2O_3$  приведено на рис. 2, *б*, в начале пути трения оно является несимметричной относительно математического ожидания.

### Статистическая модель фрикционного взаимодействия порошкового покрытия с металлическим контртелом при трении скольжения

Как показывают трибологические исследования, микрогеометрия поверхностей трения имеет сложную форму и распределяется случайным образом. Процесс усталостного разрушения при трении скольжения также зависит от множества случайных факторов, влияющих на образование частиц износа. Поэтому наряду с детерминистическим подходом теории усталости многие исследователи для описания процесса изнашивания использовали различные статистические подходы [11—14].

В работе при построении математической модели использована схема трения скольжения, принятая в усталостной теории износа [6—8]: рассматривается трение двух тел с номинально плоскими поверхностями. Пусть одно из тел имеет порошковую истираемую поверхность трения, а износ и формирование микрогеометрии металлического контртела зависят от текущего профиля покрытия. Для построения статистической модели приняты следующие теоретико-вероятностные допущения:

1. Удаление частиц порошкового покрытия при трении скольжения является независимым событием с постоянной вероятностью (испытания Бернулли).

2. Удаление частиц металлического контртела при трении скольжения является дополнительным событием к удалению частиц порошкового покрытия.

При таких допущениях вероятность удаления из покрытия  $k_{\text{п}}$  частиц и из контртела  $k_{\text{к}}$  частиц будет иметь вид биномиального распределения [15, 16]:

$$P(k_{\text{п}}, k_{\text{к}}) = \frac{(k_{\text{п}} + k_{\text{к}})!}{k_{\text{п}}! k_{\text{к}}!} p_{\text{п}}^{k_{\text{п}}} p_{\text{к}}^{k_{\text{к}}}, \quad (1)$$

где  $p_{\text{п}}$ ,  $p_{\text{к}}$  — вероятности удаления частиц из покрытия и контртела соответственно;  $l = k_{\text{п}} + k_{\text{к}}$  — общее число испытаний Бернулли.

На рис. 3 приведены биномиальные распределения удаленных частиц (1) при различных соотношениях вероятностей удаления частиц из покрытия и контртела.

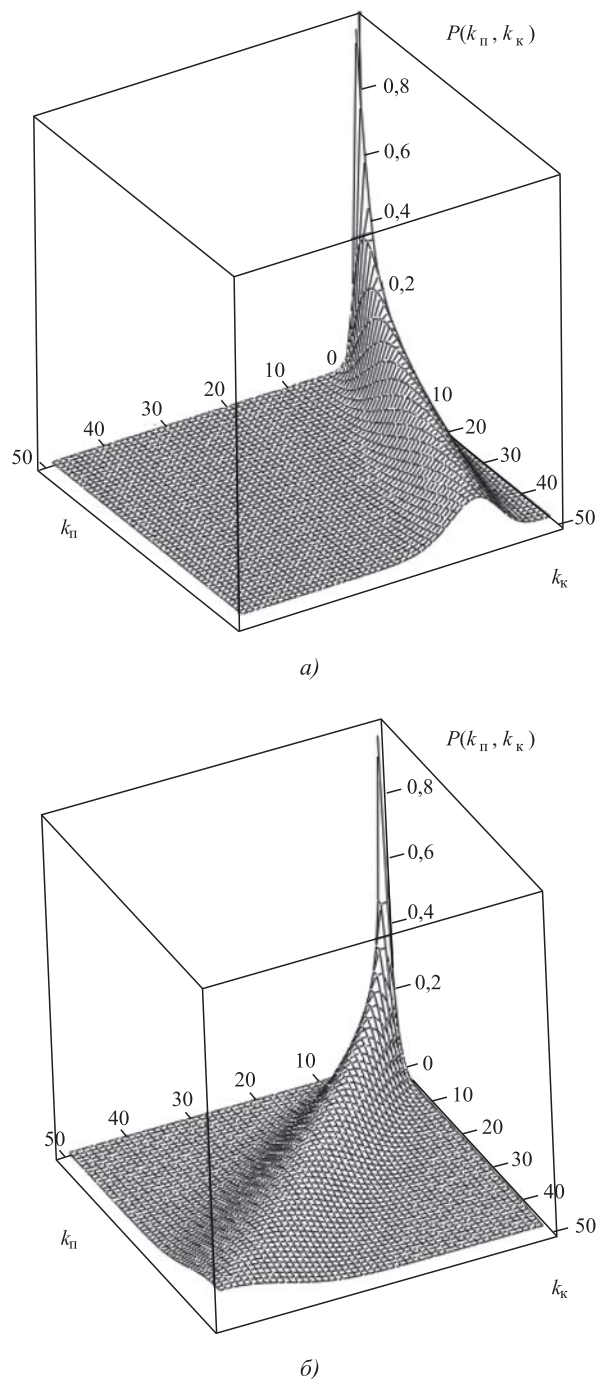
Расчеты распределения по выражению (1) и его характеристик проведены с использованием MathCad и электронных таблиц Excel. Вычисления проведены при различных вероятностях удаления частиц покрытия и контртела  $0 \leq p_{\text{п}} \leq 1$ ,  $0 \leq p_{\text{к}} \leq 1$  и пути трения при  $l = 1000$ .

Вероятности удаления частиц износа  $p_{\text{п}}$  и  $p_{\text{к}}$  отражают соответствующие уровни износостойкости материалов покрытия и контртела. Также, поскольку события удаления частиц покрытия и металлического контртела дополнительные, то имеем  $p_{\text{п}} + p_{\text{к}} = 1$ . Как показывают исследования [1–6], для износостойких покрытий уровень износостойкости выше, чем у стальных контртел (см. рис. 3, а), или они сопоставимы (см. рис. 3, б).

В начальной стадии изнашивания биномиальное распределение — функция  $P(k_{\text{п}}, k_{\text{к}})$  принимает значение 1 при  $l = 0$ . По мере увеличения пути трения увеличивается интервал ненулевых значений, одновременно происходит снижение максимума этой функции. Смещения максимума  $P(k_{\text{п}}, k_{\text{к}})$ , вдоль осей  $k_{\text{п}}$  и  $k_{\text{к}}$  отражают систематические возрастания данных случайных величин — линейного износа покрытия и металлического контртела. Направления смещения максимума  $P(k_{\text{п}}, k_{\text{к}})$  определяются соотношением вероятностей  $p_{\text{п}}$  и  $p_{\text{к}}$ , которые отражают соответствующие уровни износостойкости материалов покрытия и контртела. Увеличение интервалов ненулевых значений биномиального распределения характеризуется среднеквадратическими отклонениями случайных величин  $k_{\text{п}}$  и  $k_{\text{к}}$ . Как видно из рис. 3,

при больших значениях пути трения  $l = k_{\text{п}} + k_{\text{к}}$  (выше 60) наблюдается формирование нормального распределения в соответствии с теоремой Муавра—Лапласа [15, 16].

Для сопоставления результатов расчета характеристик износа и поверхности по разработанно-



**Рис. 3. Биномиальное распределение частиц износа при различных соотношениях вероятностей удаления частиц из покрытия и контртела:**  
 а —  $p_{\text{п}} = 0,2$ ;  $p_{\text{к}} = 0,8$ ; б —  $p_{\text{п}} = 0,5$ ;  $p_{\text{к}} = 0,5$

му подходу с экспериментальными данными изнашивания реального порошкового покрытия и металлического контртела требуется определение вероятностей удаления частиц  $p_{\text{п}}$  и  $p_{\text{к}}$ , учет размеров частиц, а также взаимосвязи реального и условного путей трения.

Для большей наглядности биномиальное распределение количества удаленных частиц покрытия и металлического контртела (1) можно построить в единых общих координатах. Учитывая формулы для дополнительных событий  $p_{\text{п}} + p_{\text{к}} = 1$ , общего числа испытаний  $l = k_{\text{п}} + k_{\text{к}}$ , введем общие обозначения  $k = k_{\text{п}} = k_{\text{к}}$ ,  $p = p_{\text{п}} = p_{\text{к}}$ . Тогда из выражения (1) можно получить функцию для биномиального распределения удаленных частиц в общих координатах [15, 16]:

$$F(k, l) = \frac{(l)!}{k!(l-k)!} p^k (1-p)^{l-k}. \quad (2)$$

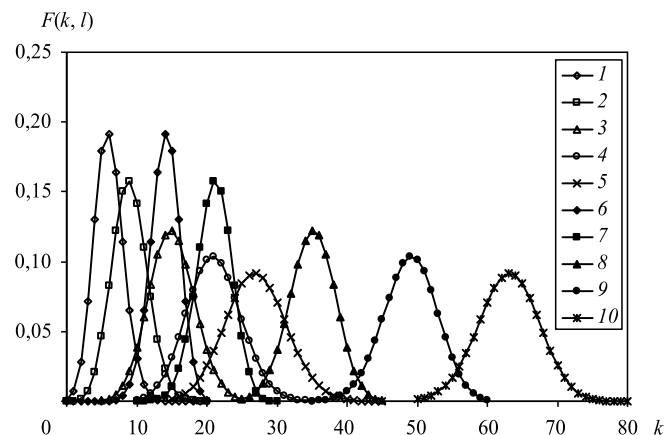
Данное выражение описывает удаление частиц покрытия и металлического контртела в зависимости от пути трения, для этого надо подставить  $p = p_{\text{п}}$  или  $p = p_{\text{к}}$  — вероятности удаления частиц из покрытия или контртела соответственно.

При таком подходе общее число испытаний Бернулли можно сопоставить с длиной пути трения отдельно для каждого материала. Дело в том, что линейная зависимость массового износа от пути трения при установившемся изнашивании позволяет за единицу пути трения выбрать расстояние, за которое из поверхности порошкового покрытия возможно удаление одной частицы с вероятностью  $p_{\text{п}}$  или из контртела с вероятностью  $p_{\text{к}}$  соответственно. Таким образом, в качестве испытания Бернулли рассматривается отрезок пути трения, за который удаляется по одной частице из покрытия или из контртела.

На рис. 4 приведены полученные функции удаленных частиц (2) в зависимости от пути трения при вероятностях удаления частиц из покрытия и контртела  $p_{\text{п}} = 0,3$  и  $p_{\text{к}} = 0,7$ . Уровень износостойкости покрытий обычно выше износостойкости металлических контртел (см. рис. 3, а) или они сопоставимы (см. рис. 3, б).

В начальной стадии изнашивания у функции  $F(k, l)$ , которая при  $l = 0$  равна 1, при увеличении пути трения увеличивается интервал ненулевых значений, одновременно происходит снижение ее максимума (см. рис. 4).

Смещение максимума вправо по оси  $k$  также отражает систематическое возрастание случайной величины  $k$  — удаленных частиц (износа) матери-



**Рис. 4. Биномиальные распределения удаленных частиц износа покрытия и контртела в зависимости от пути трения:**

1 —  $l = 10$ ; 2 —  $l = 30$ ; 3 —  $l = 50$ ; 4 —  $l = 70$ ; 5 —  $l = 90$ ;  
6 —  $l = 10$ ; 7 —  $l = 30$ ; 8 —  $l = 50$ ; 9 —  $l = 70$ ; 10 —  $l = 90$ ;  
 $p_{\text{п}} = 0,3$ ;  $p_{\text{к}} = 0,7$ ; 1–5 — покрытие; 6–10 — контртело

ала. Как видно из графиков, при данном соотношении вероятностей удаления частиц смещение максимума функции контртела происходит более значительными темпами — износ контртела выше, чем покрытия.

При одинаковых значениях пути трения распределения удаленных частиц из покрытия и металлического контртела по форме одинаковы, отличаются только смещением, т.е. математическим ожиданием. Соответствующие распределения удаленных частиц покрытия и контртела попарно идентичны (кривые 1 и 6, 2 и 7, 3 и 8, 4 и 9, 5 и 10 на рис. 4). Это означает равенство среднеквадратических отклонений двух распределений: покрытия и контртела, при одинаковых значениях пути трения.

Также при больших значениях пути трения  $l = 90$  наблюдается формирование нормального распределения удаленных частиц покрытия и контртела в согласии с теоремой Муавра—Лапласа (кривые 5 и 10 на рис. 4). Как известно, классические представления трибологии основываются на общепринятом положении, что высоты профиля равновесной поверхности трения описываются нормальным распределением, симметричным относительно математического ожидания (см. рис. 2, а). Поэтому разработанный теоретико-вероятностный подход для описания установившегося изнашивания порошкового покрытия и металлического контртела на основе локальной теоремы Муавра—Лапласа дает статистическое обоснование данной гипотезы.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. **Хасуи А., Моригаки О.** Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.
2. **Нанесение покрытий** плазмой / В.В. Кудинов и др. М.: Наука, 1990. 408 с.
3. **Бороненков В.Н., Коробов Ю.С.** Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2012. 268 с.
4. **Архипов В.Е.** Газодинамическое напыление. Структура и свойства покрытий. М.: Издательство Красанд. 2017. 239 с.
5. **Исследование** качества металла, наплавленного порошковыми проволоками системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo / А.А. Усольцев и др. Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2018. № 1 (23). С. 4—9.
6. **Методы** исследования материалов: структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский и др. М.: Мир. 2004. 384 с.
7. **Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С.** Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение. 1977. 526 с.
8. **Справочник** по триботехнике / под ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. М.: Машиностроение. 1989. Т. 1. 400 с.
9. **Vinokurov G., Popov O.** Statistical approaches to describe the macrostructure formation and wear of powder coatings and materials obtained by high-energy methods. Moscow: Academia Publishers, 2013. 160 p.
10. **Порошковая** проволока для получения покрытий: патент 2048273, Рос. Федерация. № 93019989/02; заявл. 14.04.1993; опубл. 20.11.1995, Бюл. № 32. 3 с.
11. **Вероятностный анализ** процесса изнашивания / Х.Б. Кордонский и др. М.: Наука, 1968. 56 с.
12. **Лининьш О.А., Рудзит Я.А.** Расчет интенсивности изнашивания пар трения скольжения с применением случайных полей к описанию шероховатости // Трение и износ. 1991. Т. 12. № 4. С. 581—587.
13. **Холодилов О.В., Калмыкова Т.Ф.** Вероятностный подход к построению количественных критериев оценки состояний фрикционного контакта // Трение и износ. 1990. Т. 11. № 5. С. 921—925.
14. **Горицкий Ю.А., Главатских С.Б., Бражникова Ю.С.** Марковская модель взаимодействия шероховатых поверхностей // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 2. С. 11—20.
15. **Вентцель Е.С.** Теория вероятностей. М.: Наука, 1964. 576 с.
16. **Смирнов Н.В., Дунин-Барковский И.В.** Курс теории вероятностей и математической статистики для технических приложений. М.: Наука, 1965. 512 с.


ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



**Цена 9500 руб.**

# СПРАВОЧНИК ТЕХНОЛОГА

*Под общей редакцией А.Г. Сулова*

**2019 г. 800 с.**

За последние 40 лет впервые издан совершенно новый Справочник технолога. В его написании приняли участие 69 докторов и кандидатов технических наук из 17 регионов Российской Федерации. В книге приведен справочный материал, необходимый технологу при разработке технологических процессов изготовления деталей и сборки узлов. Последовательность изложения справочного материала соответствует методологии технологической подготовки производства. Изложен справочный материал по производству заготовок, назначению припусков, базированию, технологическим способам обработки заготовок, обеспечению качества деталей и сборочных единиц, методике разработки технологических процессов, обработке заготовок, в том числе на станках с ЧПУ и обрабатывающих центрах, и сборке изделий машиностроения и авиадвигателестроения.

Приведена нормализованная технологическая документация для разработки технологических процессов. Впервые изложена методология технологической подготовки цифровых производств.

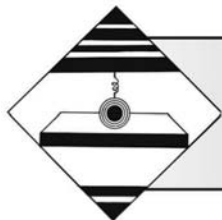
Для инженерно-технических работников промышленных предприятий, студентов, аспирантов и преподавателей технических вузов.

ПРИБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ

по e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru)

Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте [WWW.MASHIN.RU](http://WWW.MASHIN.RU)





**В.В. Жуков**, канд. техн. наук, **С.А. Степанов**  
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)  
E-mail: zhukov-vv@yandex.ru

## Оборудование для струйно-абразивной обработки твердых материалов

*Показаны области применения метода струйно-абразивной обработки в различных отраслях промышленности. Представлено оборудование для пескоструйной резки твердых материалов, в том числе кремния. Проанализированы основные факторы, влияющие на эффективность работы оборудования.*

**Ключевые слова:** струйно-абразивная обработка, оборудование для пескоструйной резки, абразивный материал.

*Fields of applying the jet-abrasive processing method in a different branch of industry are shown. Schemes and photo of the equipment for sand-blasting cutting of hard materials, including silicon, are represented. Most factors of the equipment effective working are analyzed.*

**Keywords:** jet-abrasive treatment, equipment for sand-blasting cutting, abrasive material.

### Области применения струйно-абразивной обработки

Струйно-абразивная или пескоструйная обработка, заключающаяся в воздействии на обрабатываемую поверхность абразивных частиц, разогнанных потоком сжатого воздуха, применяется в самых разных областях [1].

1. Очистка поверхности и придание необходимой шероховатости:

— для черных и цветных металлов и сплавов: удаление окалины, ржавчины, нагара, заусенцев, старых покрытий, например краски, подготовка поверхности перед нанесением новых покрытий;

— в строительстве: очистка наружной штукатурки и кирпича от плесени, копоти, красящих веществ перед нанесением нового покрытия; очистка железобетонных панелей, монолитных бетонных стен, колонн и других конструкций из бетона для удаления остаточного цемента, следов строительной опалубки, выцветших участков и обнажения бетона;

— удаление верхних слоев краски с деревянных строений, лодок и т.п.;

— с поверхности стекловолокна с помощью струйно-абразивной очистки удаляют верхний слой покрытия для того, чтобы сделать видимыми пузырьки воздуха;

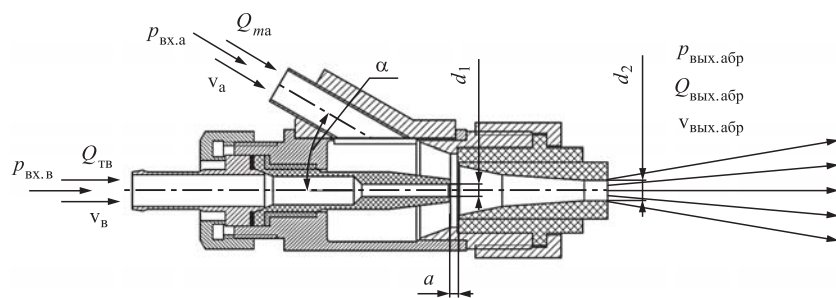
— удаление загрязнений и покрытий композиционных материалов без нарушения структуры — для очистки самолетов, вертолетов, автомобилей, лодок; используются более мягкие виды абразива (например, порошок пластика и пшеничный крахмал) и специальное оборудование низкого давления;

— очистка медицинских инструментов и обработка поверхностей при изготовлении зубных протезов.

2. Резка материалов, например металла и камня.

3. При предварительном маскировании с помощью пескоструйной обработки можно создавать на поверхности сложный рельеф — способ широко применяется в декоративном искусстве, при создании орнамента на стекле, керамике и других материалах, а также для нанесения маркировки на изделия.

4. Упрочняющая дробеструйная обработка металлических деталей, подвергающихся циклическим напряжениям, в судостроении, автомоби-



**Рис. 1. Формирование режущей струи:**

$p_{вх.а}$  — давление эжектируемого потока абразивных частиц;  $Q_{ма}$  — массовый расход абразива;  $v_a$  — скорость эжектируемого потока абразивных частиц;  $p_{вх.в}$  — давление эжектирующего воздуха;  $v_b$  — скорость эжектирующего воздуха;  $Q_{тв}$  — массовый расход эжектирующего воздуха;  $\alpha$  — угол наклона линии подачи эжектируемой среды;  $a$  — расстояние между соплом подачи эжектирующего воздуха и диффузором;  $d_1$  — выходной диаметр сопла подачи эжектирующего воздуха;  $d_2$  — начальный диаметр абразивной струи;  $p_{вых.абр}$  — давление абразивной струи;  $Q_{вых.абр}$  — расход абразивной струи;  $v_{вых.абр}$  — скорость абразивной струи

лестроении, авиастроении и в других производственных сферах.

Важнейшим элементом оборудования для струйно-абразивной технологии является рабочая головка, формирующая абразивную струю. Устройство и принцип действия рабочей головки показаны на рис. 1. Основные факторы, влияющие на эффективность струйно-абразивной обработки:

- режим работы струйного насоса, обеспечивающего давление  $p$ , расход  $Q$  и скорость  $v$  эжектирующего воздуха и эжектируемого газа (смеси воздуха и абразивного материала);
- геометрические характеристики рабочей головки: диаметр сопел, расстояние  $a$  между соплом повышенного давления и выходным соплом, угол наклона линии подачи эжектируемой среды  $\alpha$ ;
- износ элементов струйного насоса.

### Оборудование для струйно-абразивной обработки

Схема, иллюстрирующая принцип действия установки для пескоструйной обработки, показана на рис. 2.

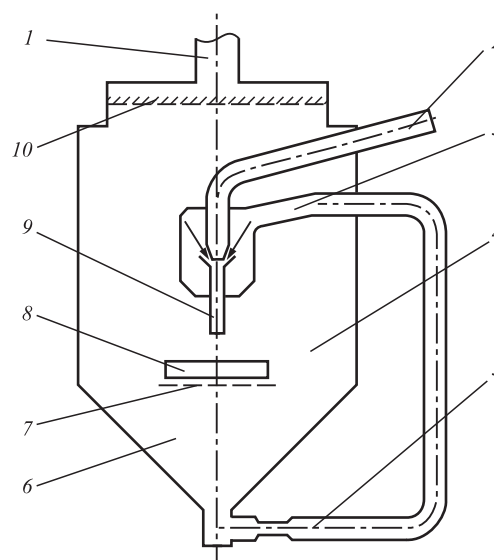
Для обработки изделия 8 в пескоструйной камере 4 используют струйно-абразивное сопло 9. Абразивный материал всасывается в сопло 9 из бункера 6 через дозатор 5 по гибкому трубопроводу 3, а сжатый воздух поступает к обрабатываемому соплу 9 по гибкому шлангу 2. Разогнанные сжатым воздухом частицы абразивного материала ударяют в изделие 8, производя полезную работу; в камере 4 образуется смесь отработанного воздуха с циркули-

рующими в нем частицами абразивного материала и продуктами эрозии обрабатываемого материала. Для откачки отработанного воздуха в крыше камеры 4 предусмотрена вытяжная вентиляция 1, оснащенная фильтром-отражателем 10, который пропускает более мелкие частицы обрабатываемого материала, но задерживает частицы абразива, предотвращая его вынос из камеры. Абразивный материал в итоге осыпается обратно в бункер 6, что обеспечивает его повторное использование.

Обработка в установке, например, при резке кремниевых пластин, обычно осуществляется в режиме непрерывной подачи. Пластины 8 с помощью транспортера 7 подаются непрерывно через шлюзы рабочей камеры при быстром возвратно-поступательном движении обрабатывающих сопел 9.

Таким образом, создается взаимно-перпендикулярное движение пластины и сопла и обеспечивается обработка всей поверхности пластины.

Оборудование для струйно-абразивной резки сильно различается размерами, элементами конструкции, заложенными в основу способами фор-



**Рис. 2. Схема установки для пескоструйной обработки:**

1 — вытяжная вентиляция; 2 — гибкий трубопровод для подвода сжатого воздуха; 3 — трубопровод для абразивного материала; 4 — рабочая камера проходного типа; 5 — дозатор расхода абразивного материала; 6 — бункер для сбора абразива; 7 — механизм подачи пластин; 8 — обрабатываемое изделие; 9 — обрабатывающее сопло; 10 — фильтр осаждения абразивного порошка



**Рис. 3. Опытная установка пескоструйной резки**

мирования струи абразивного материала и т.д. Сюда относятся как небольшие камеры, которые можно установить на верстак, так и камеры объемом в несколько десятков кубических метров. Последние используются для обработки крупногабаритных объектов (таких, как кузов автомобиля); при этом оператор работает в скафандре.

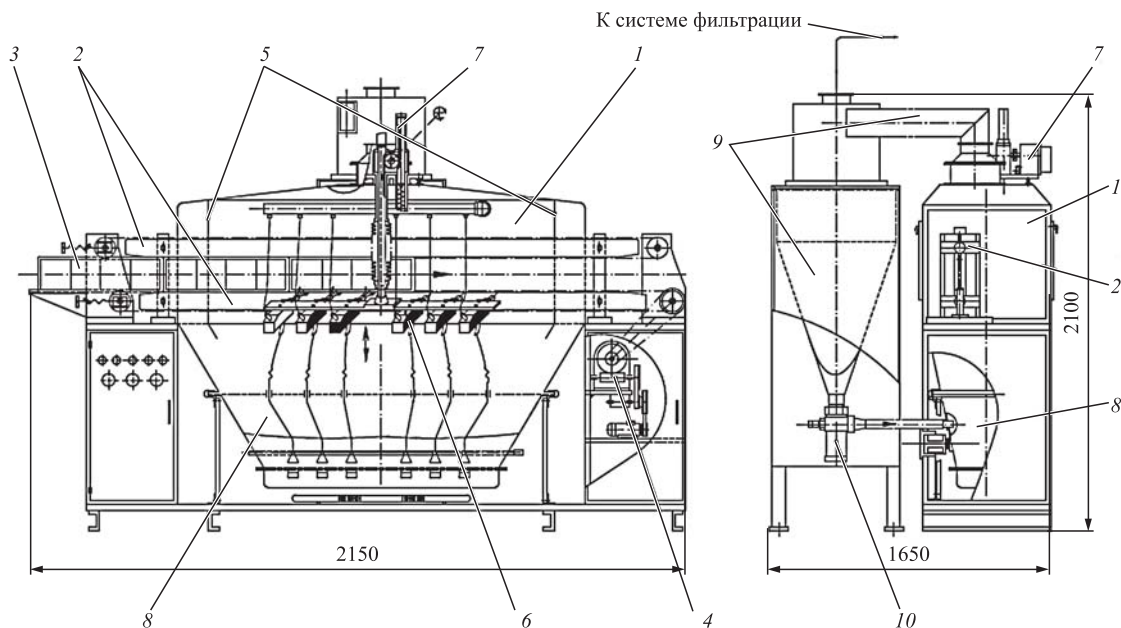
Существуют камерные и бескамерные пескоструйные аппараты. Бескамерные используют открытое сопло и применяются для обработки нетранспортабельных объектов (таких как стены зданий или механизмы больших габаритов). Камерные же установки можно разделить на два вида — гер-

метичные и проходного типа. В герметичных камерах с момента загрузки заготовки до момента ее извлечения камера абсолютно герметична и абразивный материал не имеет возможности покинуть замкнутое пространство камеры. Камеры проходного типа негерметичны во время обработки. Они имеют входное и выходное отверстия, куда подаются непрерывным потоком заготовки. Через эти же отверстия абразивный материал может попадать в помещение цеха. Это проблема предотвращается конструктивными решениями при разработке подобных камер. Одним из вариантов применения камер такого типа является матирование стекол.

На рис. 3 представлена камерная установка для пескоструйной обработки. Характеристики установки:

- давление сжатого воздуха на входе рабочих сопел — не менее 0,30 МПа;
- скорость сканирования сопел — 0,05...0,07 м/с или 0,18...0,22 м/с;
- скорость транспортера — 0,25 мм/с;
- тип абразивного материала — электрокорунд С80;
- объем загружаемого абразивного материала — 10...12 л;
- расход абразивного материала через рабочее сопло — 6...8 см<sup>3</sup>/с.

Установка относится к оборудованию проходного типа с автоматизированной подачей заготовок и обрабатывающих сопел [2]. Схема установки представлена на рис. 4. Она включает рабочую ка-



**Рис. 4. Схема опытной установки пескоструйной резки:**

1 — рабочая камера; 2 — цепной транспортер; 3 — кассета с обрабатываемыми пластинами; 4 — привод цепного транспортера; 5 — обеспыливающий пневматический контур; 6 — обрабатывающие сопла; 7 — привод перемещения рабочих сопел; 8 — бункер; 9 — циклон-сепаратор; 10 — пневмонасос

меру 1, через которую проходит механизм подачи кассет с обрабатываемыми изделиями (пластинами) 2. Механизм представляет собой две цепи — верхнюю и нижнюю, ведущие звездочки которых вращаются в противоположных направлениях, что обеспечивает захват кассеты с заготовками 3 и ее перемещение через камеру. Механизм приводится в действие электромеханическим приводом 4. Поскольку механизм перемещения кассет проходит камеру насквозь и может выносить на обработанных кассетах и своих элементах абразивный материал, камера оснащена двумя обеспыливающими пневматическими контурами 5. В камере в вертикальной плоскости перемещаются шесть обрабатывающих сопел, закрепленных на единой рейке 6. Движение сопел обеспечивает механизм возвратно-поступательного перемещения 7 с электроприводом. Абразивный материал, циркулирующий в камере, частично опадает в бункер 8, частично вместе с воздухом отсасывается в циклон-сепаратор 9.

В воздухе, поступающем в циклон, присутствует множество фракций таких материалов, как абразивный порошок, кремний, стекло и металл. Циклон используется для первоначальной очистки этого загрязненного воздуха. Отсеиваются

зерна абразивного материала, которые попадают в нижний бункер. Воздух, прошедший первоначальную очистку, поступает в систему фильтрации, где происходит его окончательная очистка. Из бункера, расположенного внизу циклона, пневмонасосом 10 перекачивается регенерированный абразивный материал в бункер установки.

Важный показатель работы установки — расход абразивного материала, который является достаточно дорогим веществом. Если бы установка имела только бункер для сбора абразивного материала, его расход был бы очень большой. Часть песка, удаляющаяся вместе с отсасываемым из камеры воздухом в вентиляцию, значительно больше той, что оседает вниз из камеры в бункер. Поэтому необходима система, которая будет отделять от воздуха большую часть частиц абразивного материала, пропуская с воздухом мелкие частицы стекла, металла, кремния и сломанного абразивного порошка. Такая система представлена на рис. 5.

Система представляет собой доработанный промышленный циклон-сепаратор [3]. Доработка заключается в установке внутри циклона 1 винтового патрубку 2 (рис. 5, а) и блока перекачки абразивного материала (питателя) 3. Винтовой патру-

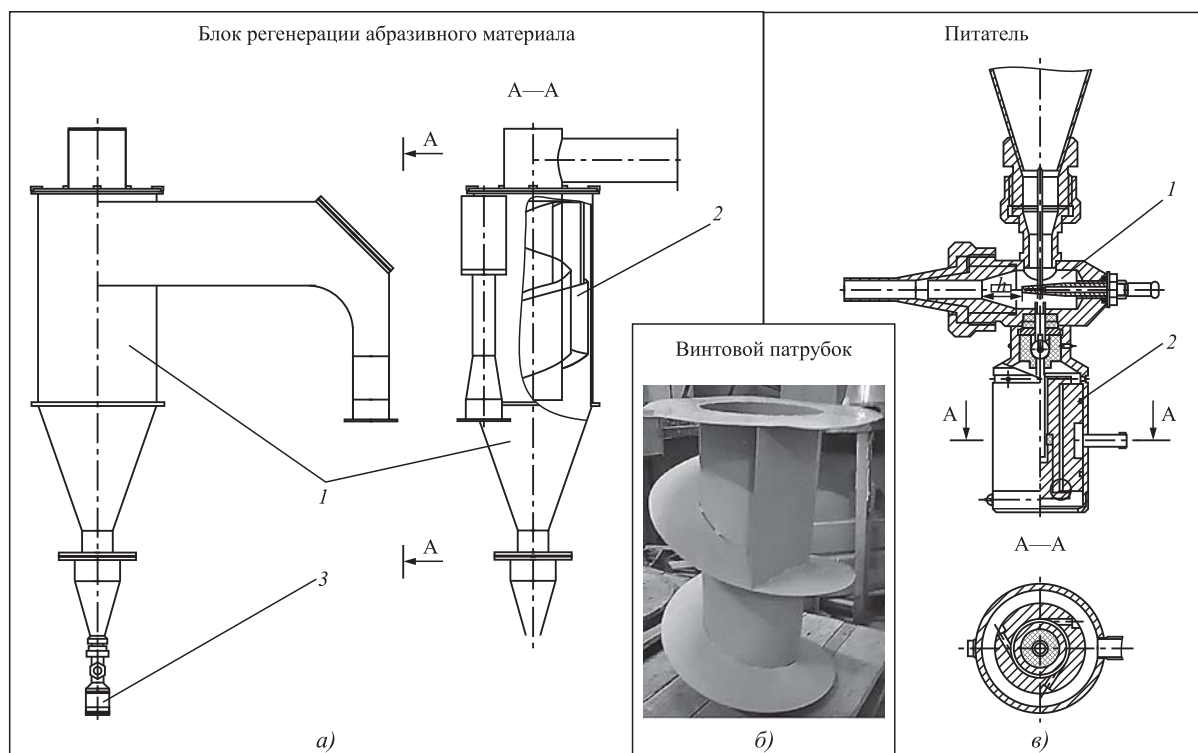


Рис. 5. Система регенерации абразивного материала:

а — циклон: 1 — корпус; 2 — винтовой патрубку; 3 — питатель; б — винтовой патрубку; в — питатель: 1 — пневмонасос; 2 — вибратор

бок (рис. 5, б) создан для разгона дисперсионных частиц за счет центробежной силы. Частицы, ударяясь о стенки патрубка, теряют свою скорость и падают на дно циклона, откуда транспортируются в рабочую камеру пескоструйной установки. Для транспортировки осажденного абразивного материала используется питатель (рис. 5, в), состоящий из пневмонасоса 1 и вибратора 2.

Как показали проведенные исследования, при осаждении абразивного материала основными факторами, влияющими на эффективность работы такой системы, являются:

1) давление на входе в перекачивающее устройство (питатель), а также его конструктивные особенности — зазор  $h$  между струйным соплом и патрубком. Давление на входе в перекачивающее устройство напрямую влияет на создаваемое разрежение в верхней части устройства. Данное разрежение необходимо для создания дополнительной силы всасывания со дна циклона и перемещения осажденного абразива по пневмотранспортному каналу;

2) слеживание и слипание осажденного абразивного материала на дне циклона. Необходимо поддерживать хорошую текучесть осажденного абразива для его транспортировки;

3) траектория движения частиц. На эффективность осаждения абразивного материала в цикло-

не напрямую влияет траектория и длина полета осаждаемых частиц. Создавая винтовую траекторию, можно за счет центробежных сил повысить силы торможения осаждаемых частиц, что приведет их немедленному осыпанию на дно циклона;

4) на эффективность осаждения абразивного материала также влияет сила всасывания в общую систему вытяжной вентиляции. Регулировкой площади поперечного сечения трубы вытяжной вентиляции можно достичь оптимальной тяги воздуха из циклона, при которой обеспечивается достаточная осаждаемость абразивного материала.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Зубарев Ю.М.** Специальные методы обработки заготовок в машиностроении: учебное пособие. СПб.: Лань. 2015. 400 с.

2. **Жуков В.В., Степанов С.А.** Универсальная камера для обработки маскированных поверхностей мелкодисперсным абразивным порошком // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2015. № 5. С. 11–16.

3. **Жуков В.В., Степанов С.А., Бычков С.П.** Разработка системы регенерации абразивного порошка для установок резки маскированных кремниевых пластин // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 11. С. 24–28.



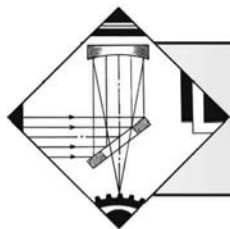
ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"  
продолжает подписку на журнал

## "УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,  
тел.: (495) 785-6069,  
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru



**Е.В. Агеева**, канд. техн. наук, **Б.Н. Сабельников**  
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)  
E-mail: ageeva-ev@yandex.ru

## Структура и свойства безвольфрамового твердого сплава на основе карбонитрида титана, спеченного из электроэрозионных порошков, полученных в углеродсодержащей среде

*Представлены результаты экспериментальных исследований безвольфрамового твердого сплава марки КНТ16, спеченного из электроэрозионных порошков, полученных в спирте этиловом. Показано, что использование метода искрового плазменного спекания для получения изделий из порошка, полученного электроэрозионным диспергированием сплава КНТ16, позволит обеспечить высокую работоспособность деталей за счет однородности поверхности, благоприятной структуры и низкой пористости изделия.*

**Ключевые слова:** безвольфрамовые твердые сплавы, электроэрозионное диспергирование, порошок, искровое плазменное спекание, спеченное изделие, микроструктура, пористость, КНТ16.

*The results of experimental studies of a KNT16 tungsten-free hard alloy sintered from electroerosive powders obtained in ethyl alcohol are presented. It is shown that the use of the spark plasma sintering method to produce products from powder obtained by electroerosive dispersion of the alloy KNT16 will ensure high performance of parts due to the uniformity of the surface, favorable structure and low porosity of the product.*

**Keywords:** tungsten-free hard alloys, electroerosive dispersion, powder, spark plasma sintering, sintered product, microstructure, porosity, KNT16.

### Введение

Первое появление безвольфрамовых твердых сплавов (БВТС) отмечено еще в начале 30-х годов прошлого столетия, но они не получили должного внимания и, соответственно, распространения из-за недостаточной прочности и были вытеснены вольфрамсодержащими сплавами таких групп, как ВК, ТК и ТТК. Однако развивающийся огромными темпами дефицит дорогостоящего вольфрама подтолкнул в конце 50-х годов вернуться к поискам твердых сплавов, состав которых не включает вольфрам [1–4].

С 1973 г. в нашей стране налажено производство БВТС на основе карбида титана (МНТ-А2 и сплавы группы ТН), карбонитрида титана (группа КНТ), сложного карбида титана и ниобия (группа ТМ) [5–8].

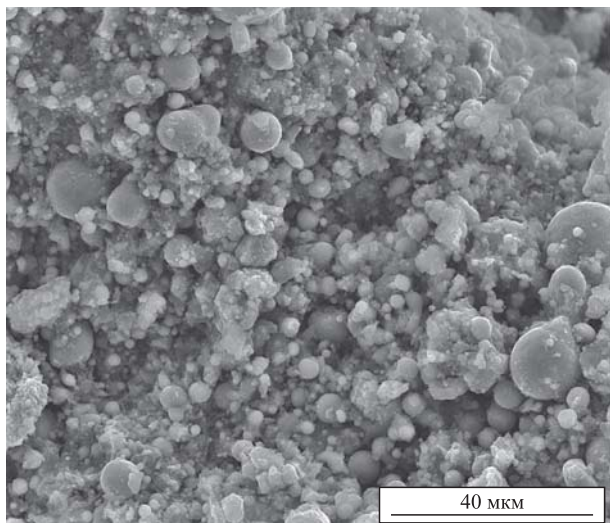
Карбид и карбонитрид титана не столь дефицитны, процесс их получения достаточно прост,

а по показателям твердости они даже превосходят карбид вольфрама, их окалинстойкость выше, причем наличие тонкой оксидной пленки, которая образуется на поверхности изделий, выступает в процессе эксплуатации инструмента при высоких температурах в роли твердой смазки. Благодаря этому свойству БВТС имеют достаточно низкий коэффициент трения и довольно хорошо сопротивляются износу [9–14].

В связи со все большим ростом спроса на БВТС в промышленности остро стоит проблема переработки их отходов с возможностью повторного применения.

### Материалы и методы проведения исследований

Для выполнения намеченных исследований выбраны отходы сплава КНТ16 (отработанные пластины режущего инструмента). В качестве рабо-



**Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение частиц порошка сплава КНТ16**

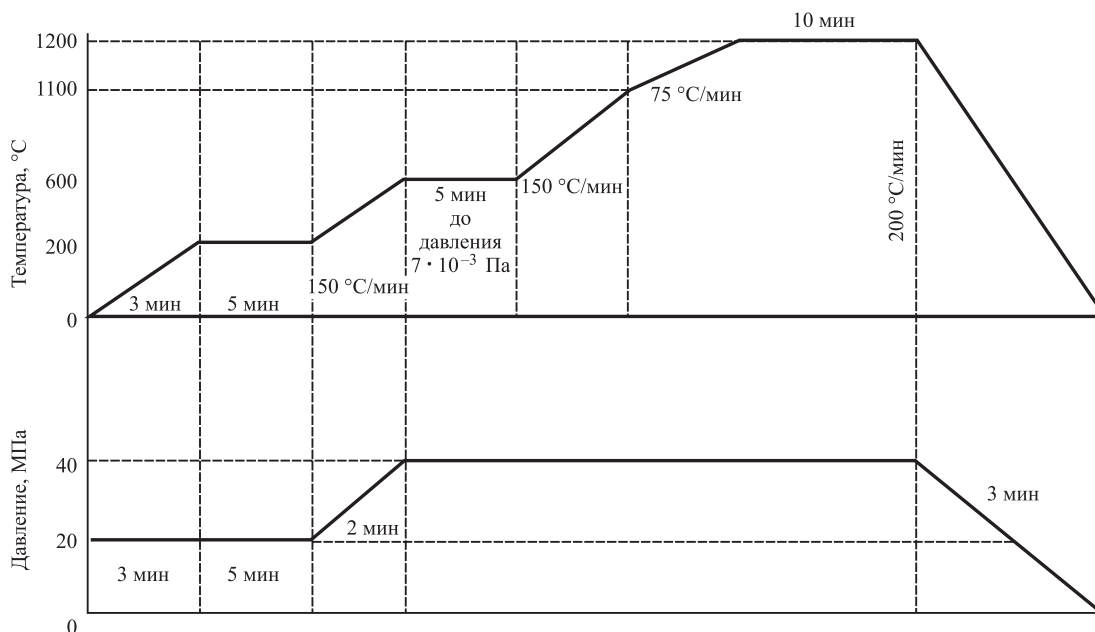
чей жидкости была выбрана углеродсодержащая жидкость — этиловый спирт. Для диспергирования отходов сплава КНТ16 использовали установку, защищенную Патентом 2449859 РФ. Режимы диспергирования: частота следования импульсов 95...105 Гц; напряжение 195...205 В; емкость разрядных конденсаторов 25,5 мкФ. В результате электроэрозионного диспергирования сплава КНТ16 были получены частицы порошка (рис. 1).

Консолидация полученных электроэрозионных порошков проведена методом искрового плазменного спекания (ИПС) с использованием систе-

мы искрового плазменного спекания SPS 25-10 (ThermalTechnology, США) по схеме, представленной на рис. 2. Образцы спеченного сплава получали из частиц, диспергированных в этиловом спирте, при температуре  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  и времени выдержки  $t = 5\text{ мин}$ . Исходный материал размещали в матрице из графита, помещаемой под пресс в вакуумной камере. Electrodes, интегрированные в механическую часть прессы, подводят электрический ток к матрице и создают искровые разряды между спекаемыми частицами материала, обеспечивая интенсивное взаимодействие.

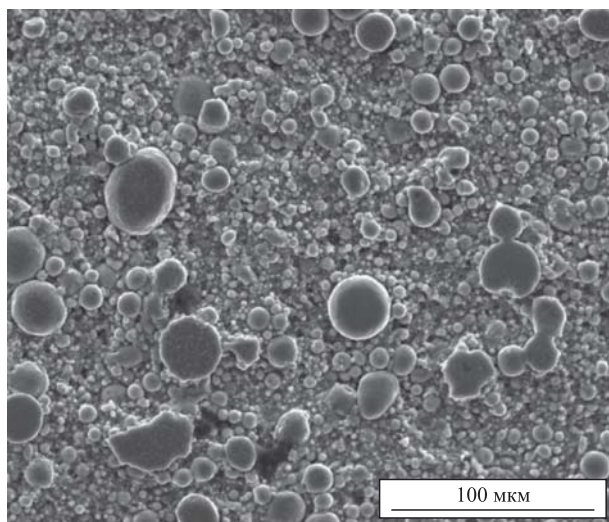
Методом оптической микроскопии было проведено исследование микроструктуры образцов (по поперечному шлифу). Поверхность образца шлифовали и полировали. Шлифование производили металлографической бумагой с крупным (P 60) и мелким зерном (P 220, P 240). В процессе шлифования образец периодически поворачивали на  $90^{\circ}$ . Смывали частицы абразива водой и полировали на круге суспензиями из оксидов металла ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). После достижения зеркального блеска поверхность шлифа промывали водой, спиртом и просушивали фильтровальной бумагой.

Пористость определяли с помощью оптического инвертированного микроскопа Olympus GX51 с программным обеспечением для количественного анализа изображения. Подготовленные образцы не имели следов шлифования, полирования или выкрашивания структурных составляющих. Шлиф изготовляли по поперечному сечению (излому) целого изделия или части его площадью

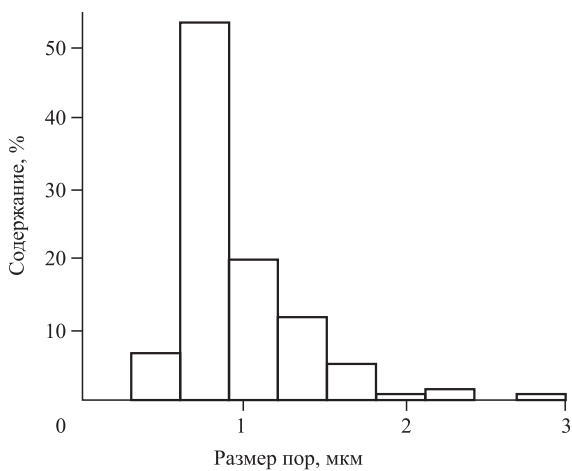


**Рис. 2. Схема консолидации порошков методом ИПС**

менее 2 см<sup>2</sup>. Программное обеспечение SIAMS Photolab, которым оснащен микроскоп, разработано с учетом специфики применения методов цифровой микроскопии и анализа изображений для металлографического анализа соединений.



а)



б)

**Рис. 3. Результаты исследования пористости металлографическим методом:**

а — микроструктура поперечного шлифа образца; б — гистограмма распределения пор по размеру

Таблица 1

**Результаты исследования пористости спеченного образца**

Площадь анализа, мкм <sup>2</sup>	Пористость, %	Размер поры, мкм		
		минимальный	максимальный	средний
76 803,6	0,14	0,4	2,8	0,8

Испытания твердости образцов по поверхности и поперечному шлифу проводили с помощью автоматической системы анализа микротвердости DM-8 по методу Виккерса при нагрузке на индентор 0,49 Н (50 г) по десяти отпечаткам со свободным выбором места укола в соответствии с ГОСТ 9450—76 "Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников". Время нагружения индентора составило 15 с.

**Результаты исследований**

Обобщенные данные по результатам исследования микроструктуры и пористости безвольфрамовых твердых сплавов из диспергированных электроэрозией частиц сплава КНТ16 в спирте этиловом представлены в табл. 1 и на рис. 3.

В результате исследования пористости спеченных образцов металлографическим методом было установлено, что ее величина составляет около 0,14 %, средний размер пор — 0,8 мкм.

Результаты измерений микротвердости спеченных образцов приведены в табл. 2.

Экспериментально установлено, что микротвердость спеченных образцов, полученных методом искрового плазменного спекания из диспергированных электроэрозионным методом частиц сплава КНТ16 составляет 1303 HV0,2.

Выявлено, что микротвердость безвольфрамовых твердых сплавов из диспергированных электроэрозией частиц сплава КНТ16 возрастает с уменьшением пористости. Такое изменение объясняется кон-

Таблица 2

**Микротвердость спеченных образцов**

Номер отпечатка	Значение микротвердости HV0,2
1	1313
2	1296
3	1309
4	1315
5	1287
6	1299
7	1312
8	1307
9	1300
10	1289
Среднее значение	1303



центрацией напряжений в порах, являющихся местами зарождения и распространения трещины при нагружении. Отмечено также, что с уменьшением размера зерна безвольфрамовых твердых сплавов из диспергированных электроэрозией частиц сплава КНТ16 микротвердость возрастает.

### Выводы

1. На основании проведенных экспериментальных исследований можно заключить, что использование метода искрового плазменного спекания для изготовления изделий из порошка, полученного электроэрозионным диспергированием БВТС КНТ16, позволит обеспечить высокую работоспособность деталей за счет однородности поверхности, благоприятной структуры и низкой пористости изделия.

2. Безвольфрамовые твердые сплавы из диспергированных электроэрозией частиц сплава КНТ16, полученные искровым плазменным спеканием в условиях быстрого нагрева и малой продолжительности рабочего цикла, обладают более высокими физико-механическими свойствами, по сравнению с промышленными твердыми сплавами марки КНТ16, из которых были получены исходные частицы порошка. Это достигается за счет подавления роста зерна и получения равновесного состояния с субмикронным и наномасштабным зерном.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Агеев Е.В., Сабельников Б.Н.** Износостойкие безвольфрамовые твердосплавные порошковые материалы для восстановления изношенных деталей автомобилей // Мир транспорта и технологических машин. 2020. № 1 (68). С. 11–17.

2. **Агеева Е.В., Сабельников Б.Н.** Рентгеноспектральный микроанализ электроэрозионного порошкового материала, полученного в среде этилового спирта из отходов безвольфрамового твердого сплава марки КНТ16 // Известия ВолгГТУ. 2020. № 7 (242). С. 33–36.

3. **Агеев Е.В., Латыпов Р.А.** Получение и исследование заготовок твердого сплава из порошков, полученных электроэрозионным диспергированием вольфрамсодержащих отходов // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2014. № 5. С. 50–53.

4. **Исследование** поверхности безвольфрамового твердого сплава, шлифованного комбинированным

методом / А.С. Янюшкин и др. // Системы. Методы. Технологии. 2009. № 2. С. 70–77.

5. **Электрохимическая** обработка безвольфрамовых твердых сплавов / Х.М. Рахимьянов и др. // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2010. № 3 (48). С. 3–7.

6. **Валентов А.В., Ретюнский О.Ю.** Использование резцов из безвольфрамового твердого сплава при обработке деталей горных машин, восстановленных наплавкой // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). 2012. № S3. С. 245–249.

7. **Верещака А.А., Хожаев О.** Повышение эксплуатационных характеристик инструмента из безвольфрамовых твердых сплавов с помощью наноструктурированных многослойно-композиционных покрытий // Вестник Брянского государственного технического университета. 2014. № 3 (43). С. 20–25.

8. **Качество** поверхности после алмазной обработки безвольфрамовых твердых сплавов / А.С. Янюшкин и др. // Научные технологии в машиностроении. 2016. № 1 (55). С. 20–24.

9. **Гаар Н.П.** Лазерно-электрохимическая обработка безвольфрамового твердого сплава КНТ16 в 10%-ном водном растворе хлорида натрия // Научные технологии в машиностроении. 2018. № 5 (83). С. 14–19.

10. **Размерный** анализ порошков, полученных электроэрозионным диспергированием сплава ВНЖ / Е.В. Агеева и др. // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2018. Т. 8. № 2 (27). С. 20–31.

11. **Ageev E.V., Latypov R.A.** Fabrication and investigation of carbide billets from powders prepared by electroerosive dispersion of tungsten-containing wastes // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2014. Vol. 55. No. 6. P. 577–580.

12. **Elemental** composition of the powder particles produced by electric discharge dispersion of the wastes of a VK8 hard alloy / R.A. Latypov et al. // Russian metallurgy (Metally). 2017. Vol. 2017. No. 12. P. 1083–1085.

13. **Properties** of the coatings fabricated by plasma-jet hard-facing by dispersed mechanical engineering wastes / R.A. Latypov et al. // Russian metallurgy (Metally). 2018. Vol. 2018. No. 6. P. 573–575.

14. **Агеева Е.В.** Рентгеноструктурный анализ порошков, полученных электроэрозионным диспергированием сплава ВНЖ // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2017. № 3 (24). С. 60–68.

<sup>1,2</sup>С.Ю. Жачкин, *д-р техн. наук*, <sup>1</sup>Г.И. Трифонов, <sup>1</sup>Н.А. Пеньков, *канд. техн. наук*, <sup>2</sup>А.В. Бирюков  
(<sup>1</sup>Военный учебно-научный центр Военно-воздушных сил "Военно-воздушная академия  
имени профессора Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина", г. Воронеж,  
<sup>2</sup>Воронежский государственный технический университет", г. Воронеж)  
E-mail: trifonov\_gi@mail.ru

## К вопросу о математическом моделировании процесса плазменного напыления при восстановлении деталей АПК

*Рассмотрены вопросы математического описания процессов при плазменном напылении, которое в последнее время активно используется при ремонте и восстановлении деталей АПК. Проведено исследование влияния скоростей упругих волн на физико-механические и теплофизические характеристики плазменного напыления. В ходе исследования были разработаны уравнения, определяющие скорости распространения упругих волн в двухкомпонентной среде при плазменном напылении.*

**Ключевые слова:** плазменное напыление, математическое моделирование, упругие волны, двухкомпонентная среда, деталь, восстановление, поверхность.

*This article deals with the mathematical description of technological processes of plasma spraying, which has recently been actively used in the repair and restoration of friction parts of agriculture. The influence of elastic wave velocities on the physical-mechanical and thermophysical characteristics of plasma sputtering is studied. In the course of the study, equations were developed that determine the velocity of propagation of elastic waves in a two-component medium under plasma sputtering.*

**Keywords:** plasma spraying, mathematical modeling, elastic waves, two-component medium, detail, recovery, surface.

### Введение

Практика эксплуатации сельскохозяйственных машин и оборудования подтверждает, что наиболее распространенной причиной их выхода из строя в 80 % случаях является не поломка, а износ и повреждение рабочих поверхностей ответственных деталей трения [1, 2]. В частности, наиболее часто приходит в неработоспособное состояние шнек винтового конвейера, широко применяемого в различных областях агропромышленного комплекса (АПК).

Изменение конструкций машин в основном направлено на увеличение их производительности, что почти всегда сопровождается повышением механической и тепловой напряженности подвижных сопряжений деталей [3, 4]. При этом ставятся задачи достижения высокой надежности и долговечности машин, снижения их массы, сокращения расхода дефицитных материалов. Известно, что повышение долговечности машины даже в небольшой степени ведет к значительной экономии металла, уменьшению затрат на производство запасных деталей; сокращается число и объем ремонтов, а следовательно, увеличивается количество фактически работающих машин.

Поэтому проблема повышения срока эксплуатации изделий и деталей, особенно в тех случа-

ях, где их замена или ремонт (восстановление) по различным причинам невозможны или неоправданно дорогостоящи, является актуальной. Одно из эффективных направлений решения этой проблемы — нанесение защитных износостойких покрытий газотермическими методами, в том числе плазменным напылением.

Основным источником информации о процессе плазменного напыления, в частности о его физико-механических и теплофизических показателях при формировании покрытия, остается эксперимент. Следовательно, при планировании технологии плазменного напыления большое значение приобретает построение формальной модели с применением математических методов планирования.

При исследовании физико-механических и теплофизических характеристик плазменного напыления, в частности преобразования материала напыления под действием приложенного к нему импульса давления, применение математического моделирования — весьма трудоемкий и сложный процесс.

**Цель данной работы** — исследование процесса плазменного напыления, в частности распространения упругих волн в двухкомпонентной среде, с помощью математического моделирования.

Вопросу по распространению упругих волн в двухкомпонентной среде посвящено множество

научных работ [5–7]. Для дальнейшего исследования введем допущение, что габаритные размеры пор двухкомпонентной среды весьма малы в сравнении с расстоянием, на котором значительные изменения претерпевают физико-механические показатели движения частиц материала напыления.

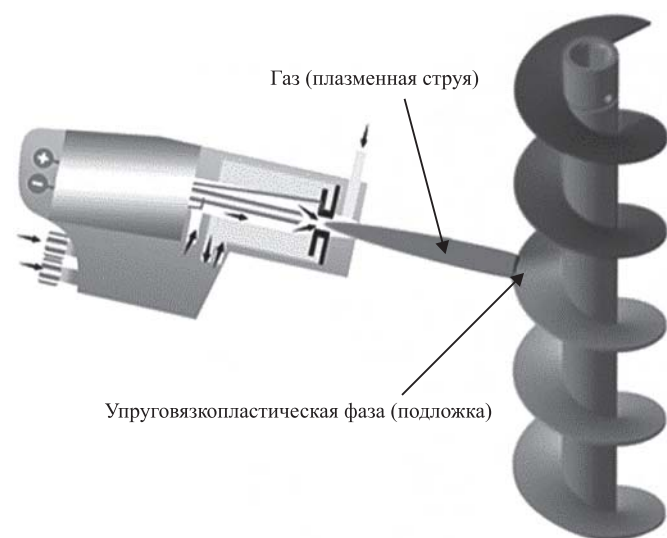
Взаимопроникающее движение упруговязкопластической фазы (подложки) и газа (плазменной струи) будем понимать как движение газа в деформируемой пористой среде (рисунок).

Математическую модель распространения упругих волн в пористой среде можно представить совокупностью уравнений деформации и движения.

Деформации упруговязкопластической фазы представлены в виде суммы упругих и пластических деформаций; тензор упругих деформаций связан с тензором напряжений обобщенным законом Гука.

Тензор скорости пластической деформации связан с тензором напряжений локальным условием пластичности и соотношениями ассоциированного закона течения — уравнения движения.

Предполагается, что размеры пор малы по сравнению с расстоянием, на котором существенно изменяются кинематические и геометрические характеристики движения [4, 7]. В этом случае можно считать, что упруговязкопластическая фаза и газ являются сплошными средами и в каждой точке пространства будет два вектора смещения: вектор смещения упруговязкопластической фазы (скелета поверхности) и вектор смещения газа (плазменной струи). Будем предполагать, что деформации фаз малы и для упруговязкопластической фазы могут быть представлены в виде суммы упругих и пластических:



Движение плазменной струи вдоль винтовой поверхности детали

$$\begin{aligned}
 e_{ij}^{(1)} &= e_{ij}^{(1)e} + e_{ij}^{(1)p}; \\
 e_{ij}^{(1)} &= \frac{1}{2}(u_{i,j}^{(1)} + u_{j,i}^{(1)}); \\
 e_{kk}^{(1)} &= u_{k,k}^{(1)}, \quad e_{kk}^{(2)} = u_{k,k}^{(2)}.
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

Для упруговязкопластической пористой среды тензор упругих деформаций связан с тензором напряжений обобщенным законом Гука [8; 9]:

$$\begin{aligned}
 T_{ij} &= \lambda e_{kk}^{(1)e} \delta_{ij} + 2\mu e_{ij}^{(1)e} + A_1 e_{kk}^{(2)} \delta_{ij}; \\
 N &= A_1 e_{kk}^{(1)e} + A_2 e_{kk}^{(2)}; \\
 A_1 &= (1 - m)R_0; \quad A_2 = mR_0; \\
 K &= \lambda + \frac{2}{3}\mu,
 \end{aligned}
 \tag{2}$$

где  $N$  — сила, действующая на газ плазменной струи и отнесенная к единице площади поперечного сечения пористой среды, ( $H$ );

$\lambda, \mu$  — коэффициенты Ламе;

$K$  — модуль всестороннего сжатия пористого скелета с пустыми порами;

$m$  — пористость;

$R_0$  — модуль сжимаемости газа плазменной струи;

$K_0$  — истинный модуль сжимаемости материала детали (шнека);

$\delta_{ij}$  — символ Кронекера.

Индекс 1 относится к упруговязкопластической фазе (материалу детали), индекс 2 — к газу плазменной струи.

Для упругой, насыщенной газом пористой среды характерно соотношение  $R_0 \leq K \leq K_0$ . Тензор скорости пластической деформации  $\varepsilon_{ij}^{(1)p} = \dot{e}_{ij}^{(1)p}$  связан с тензором напряжений  $T_{ij}$  локальным условием пластичности [10]:

$$\begin{aligned}
 (S_{ij} - \eta \varepsilon_{ij}^{(1)p})(S_{ij} - \eta \varepsilon_{ij}^{(1)p}) &= 2\chi^2; \\
 S_{ij} &= T_{ij} - \frac{1}{3}T_{kk}\delta_{ij}
 \end{aligned}
 \tag{3}$$

и соотношениями ассоциированного закона течения:

$$\begin{aligned}
 \varepsilon_{ij}^{(1)p} &= \psi(S_{ij} - \eta \varepsilon_{ij}^{(1)p}); \\
 \psi &> 0 \text{ при } S_{ij}S_{ij} > 2\chi^2; \\
 \psi &= 0 \text{ при } S_{ij}S_{ij} \leq 2\chi^2,
 \end{aligned}
 \tag{4}$$

где  $\eta$  — коэффициент вязкости;

$\chi$  — предел текучести материала;

$\psi$  — положительный множитель.

По повторяющимся латинским индексам предполагается суммирование от единицы до трех, по греческим — от единицы до двух. Точкой над буквой обозначена производная по времени.

Из соотношений (1)–(4) следует:

$$\begin{aligned} \dot{T}_{ij} &= \lambda V_{k,k}^{(1)} \delta_{ij} + \mu (V_{i,j}^{(1)} + V_{j,i}^{(1)}) - \\ &- 2\mu \frac{\psi S_{ij}}{1 + \eta \psi} + A_1 V_{k,k}^{(2)} \delta_{ij}; \\ \dot{N} &= A_1 V_{k,k}^{(1)} + A_2 V_{k,k}^{(2)}; \\ V_i^{(1)} &= \dot{u}_i^{(1)}; V_i^{(2)} = \dot{u}_i^{(2)}. \end{aligned} \quad (5)$$

Выражения (5) вместе с уравнениями движения:

$$\begin{aligned} \rho_{11} \dot{V}_i^{(1)} + \rho_{12} \dot{V}_i^{(2)} &= T_{ik,k}; \\ \rho_{12} \dot{V}_i^{(1)} + \rho_{22} \dot{V}_i^{(2)} &= N_{,i}; \\ \rho_{11} &= \rho_1 - \rho_{12}; \rho_{22} = \rho_2 - \rho_{12} \end{aligned} \quad (6)$$

определяют процесс динамического деформирования поверхностного слоя материала обрабатываемой детали.

Здесь  $\rho_{12}$  — коэффициент динамической связи упруговязкопластической фазы и газа;  $\rho_1$  и  $\rho_2$  — массы поверхностного слоя детали и газа плазменной струи в единице объема среды;  $\rho_{11}$  и  $\rho_{22}$  — эффективные массы фаз;  $V_j^{(\alpha)}$  ( $\alpha = 1, 2$ ) — скорости перемещения фаз.

Поскольку при движении упруговязкопластической фазы (поверхностного слоя детали) в газе ее эффективная масса больше истинной ( $\rho_{11} > \rho_1$ ), коэффициент  $\rho_{12}$  должен быть отрицательным [8–10].

Волна ускорения в рассматриваемой пористой среде определяется изолированной поверхностью  $\Sigma(t)$ , на которой напряжения, сила, действующая на газ, и скорости перемещения фаз непрерывны, а их частные производные претерпевают разрыв.

Запишем соотношения на различных сторонах волновой поверхности  $\Sigma(t)$ :

$$\begin{aligned} \llbracket V_{k,k}^{(1)} \rrbracket \delta_{ij} + \mu \llbracket V_{i,j}^{(1)} + V_{j,i}^{(1)} \rrbracket + A_1 \llbracket V_{k,k}^{(2)} \rrbracket \delta_{ij} \\ \llbracket \dot{N} \rrbracket = A_1 \llbracket V_{k,k}^{(1)} \rrbracket + A_2 \llbracket V_{k,k}^{(2)} \rrbracket; \end{aligned} \quad (7)$$

$$\begin{aligned} \rho_{11} \llbracket \dot{V}_i^{(1)} \rrbracket + \rho_{12} \llbracket \dot{V}_i^{(2)} \rrbracket &= \llbracket T_{ik,k} \rrbracket; \\ \rho_{12} \llbracket \dot{V}_i^{(1)} \rrbracket + \rho_{22} \llbracket \dot{V}_i^{(2)} \rrbracket &= \llbracket N_{,i} \rrbracket. \end{aligned} \quad (8)$$

К соотношениям (7) и (8) применим геометрические и кинематические условия совместности первого порядка для фаз [9, 10]:

$$\begin{aligned} \llbracket \dot{V}_i^{(\alpha)} \rrbracket &= -\lambda_i^{(\alpha)} G; \llbracket V_{i,j}^{(\alpha)} \rrbracket = \lambda_i^{(\alpha)} v_j, (\alpha = 1, 2); \\ \llbracket T_{ij} \rrbracket &= \chi_{ij} v_j; \llbracket N_{,j} \rrbracket = \gamma_{,j}; \\ \llbracket \dot{T}_{ij} \rrbracket &= -\chi_{ij} G; \llbracket \dot{N} \rrbracket = -\gamma G, \end{aligned} \quad (9)$$

где  $\chi_{ij}$ ,  $\lambda_i^{(\alpha)}$  ( $\alpha = 1, 2$ ),  $\gamma$  — величины скачков первых производных напряжений, силы и скоростей

перемещений фаз;  $G$  — скорость волновой поверхности  $\Sigma(t)$ , м/с;  $v_i$  — единичный вектор нормали к поверхности  $\Sigma(t)$ .

Тогда из (7) и (8) с учетом (9) получим систему уравнений для определения скорости распространения упругих волн:

$$\begin{aligned} (\lambda + \mu) \lambda_j^{(1)} v_i v_j + \mu \lambda_i^{(1)} + A_1 \lambda_j^{(2)} v_i v_j &= \\ = \rho_{11} G^2 \lambda_i^{(1)} + \rho_{12} G^2 \lambda_i^{(2)}; \\ A_1 \lambda_j^{(1)} v_i v_j + A_2 \lambda_j^{(2)} v_i v_j &= \rho_{12} G^2 \lambda_i^{(1)} + \rho_{22} G^2 \lambda_i^{(2)}. \end{aligned} \quad (10)$$

Умножим каждое уравнение системы (10) на  $v_i$  и просуммируем по индексу  $i$ . Пусть на волновой поверхности  $\lambda_i^{(1)} v_i = \omega_1 \neq 0$ ,  $\lambda_i^{(2)} v_i = \omega_2 \neq 0$ , тогда получим однородную систему уравнений относительно  $\omega_1$  и  $\omega_2$ :

$$\begin{aligned} ((\lambda + 2\mu) - \rho_{11} G^2) \omega_1 + (A_1 - \rho_{12} G^2) \omega_2 &= 0; \\ (A_1 - \rho_{12} G^2) \omega_1 + (A_2 - \rho_{22} G^2) \omega_2 &= 0. \end{aligned} \quad (11)$$

Коэффициенты Ламе  $\lambda$  и  $\mu$  выражаем через коэффициент Пуассона  $\nu_1$  и модуль Юнга  $E$  следующим образом [7]:

$$\begin{aligned} \lambda &= \frac{E \nu_1}{(1 + \nu_1)(1 - 2\nu_1)}; \\ \mu &= \frac{E}{2(1 + \nu_1)}. \end{aligned} \quad (12)$$

Тогда:

$$\begin{aligned} \lambda + 2\mu &= \left( \frac{E \nu_1}{(1 + \nu_1)(1 - 2\nu_1)} + 2 \frac{E}{2(1 + \nu_1)} \right) = \\ &= \frac{E(1 - \nu_1)}{(1 + \nu_1)(1 - 2\nu_1)}. \end{aligned} \quad (13)$$

Система (11) имеет ненулевые решения тогда, когда ее определитель равен нулю. Решением системы (11) относительно скорости продольных волн ( $\lambda_i^{(\alpha)} v_i = \omega_\alpha \neq 0$ ,  $\alpha = 1, 2$ ;  $G = G_l$ ) с учетом (13) получим следующее уравнение:

$$\begin{aligned} (\rho_{11} \rho_{22} - \rho_{12}^2) G_l^4 + \\ + \left( 2\rho_{12} A_1 - \rho_{11} A_2 - \rho_{22} \frac{E(1 - \nu_1)}{(1 + \nu_1)(1 - 2\nu_1)} \right) G_l^2 + \\ + A_2 \frac{E(1 - \nu_1)}{(1 + \nu_1)(1 - 2\nu_1)} - A_1^2 = 0 \end{aligned} \quad (14)$$

или

$$\begin{aligned} (\rho_{11} \rho_{22} - \rho_{12}^2) G_l^4 - \\ - \left( \rho_{11} A_2 - 2\rho_{12} A_1 + \rho_{22} \frac{E(1 - \nu_1)}{(1 + \nu_1)(1 - 2\nu_1)} \right) G_l^2 + \\ + \left( A_2 \frac{E(1 - \nu_1)}{(1 + \nu_1)(1 - 2\nu_1)} - A_1^2 \right) = 0. \end{aligned}$$

Из уравнения (14) следует, что в насыщенном газом поверхностном слое детали, подвергнутой плазменному напылению, распространяются продольные волны двух типов  $G_{I_1}$  и  $G_{I_2}$  ( $\lambda_i^{(1)}v_i \neq 0$  и  $\lambda_i^{(2)}v_i \neq 0$ ), квадрат скорости которых находится по формуле:

$$G_I^2 = \frac{1}{2(\rho_{11}\rho_{22} - \rho_{12}^2)} \times \left( \left( \rho_{11}A_2 - 2\rho_{12}A_1 + \rho_{22} \frac{E(1-v_1)}{(1+v_1)(1-2v_1)} \right) \pm \sqrt{D} \right); \quad (15)$$

$$D = \left( \rho_{11}A_2 - 2\rho_{12}A_1 + \rho_{22} \frac{E(1-v)}{(1+v)(1-2v)} \right)^2 - 4(\rho_{11}\rho_{22} - \rho_{12}^2) \left( A_2 \frac{E(1-v)}{(1+v)(1-2v)} - A_1^2 \right).$$

В результате преобразований дискриминант  $D$  примет вид:

$$D = \left( \rho_{11}A_2 - \rho_{22} \frac{E(1-v_1)}{(1+v_1)(1-2v_1)} \right)^2 + 4(\rho_{12}A_2 - \rho_{22}A_1) \left( \rho_{12} \frac{E(1-v_1)}{(1+v_1)(1-2v_1)} - \rho_{11}A_1 \right). \quad (16)$$

Если на волновой поверхности  $\lambda_i^{(1)}v_i = 0$ ,  $\lambda_i^{(2)}v_i = 0$  и не все  $\lambda_i^{(1)}$ ,  $\lambda_i^{(2)}$  равны нулю одновременно, то система уравнений (1) для определения скорости распространения поперечной волны примет вид:

$$\begin{aligned} (\mu - \rho_{11}G^2)\lambda_1^1 - \rho_{12}G^2\lambda_1^2 &= 0, \\ -\rho_{12}G^2\lambda_1^1 - \rho_{22}G^2\lambda_1^2 &= 0. \end{aligned} \quad (17)$$

Решение системы (17) относительно скорости распространения поперечной волны ( $\lambda_i^{(\alpha)}$ ,  $\alpha = 1, 2$ ) с учетом (13):

$$\frac{E}{2(1+v_1)}\rho_{22}G^2 - \rho_{11}\rho_{22}G^4 + \rho_{12}^2G^4 = 0. \quad (18)$$

Из уравнения (18) получим формулу для определения скорости распространения поперечной волны ( $G = G_I$ ):

$$G_I = \sqrt{\frac{E\rho_{22}}{2(1+v_1)(\rho_{11}\rho_{22} - \rho_{12}^2)}}. \quad (19)$$

Таким образом, в рассматриваемой упруго-вязкопластической пористой среде существует два типа продольных волн и одна поперечная волна, скорости которых определяются по формулам (15) и (19).

## Заключение

Разработаны уравнения для скоростей распространения продольных и поперечной волн при протекании процесса плазменного напыления. По итогам исследования взаимопроникающего движения упруго-вязкопластической фазы (материала поверхностного слоя детали) и газа (плазменной струи) получена математическая модель на основе теории распространения упругих волн в двухкомпонентной среде.

Математическая модель позволит в дальнейшем исследовать влияние скоростей продольных и поперечных волн в процессе плазменного напыления на физико-механические и теплофизические характеристики — модуль Юнга, коэффициент Пуассона, а также на коэффициенты сжимаемости и плотности результирующего покрытия.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Процессы** формирования газотермических покрытий и их моделирование // А.Ф. Ильющенко и др. Минск: Беларус. Навука. 2011. 357 с.
2. **Трифонов Г.И., Поленов В.С., Жачкин С.Ю.** Математическое моделирование процессов плазменного напыления покрытий трехкомпонентных сред // Современные наукоемкие технологии. 2018. № 10. С. 131—136.
3. **Пузряков А.Ф.** Теоретические основы технологии плазменного напыления. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Е. Баумана, 2008. 360 с.
4. **Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2006. 180 с.
5. **Biot М.А.** Theory propagation of elastic waves in a fluid-saturated porous solid I. Low-Frequency Range // J. Acoust. Soc. America. 1956. Vol. 28. No. 2. P. 168—178.
6. **Biot М.А.** Theory propagation of elastic waves in a fluid-saturated porous solid. II. Higher Frequency Range // J. Acoust. Soc. America, 1956. Vol. 28. No. 2. P. 179—191.
7. **Косачевский Л.Я.** О распространении упругих волн в двухкомпонентных средах // ПММ. 1959. Вып. 6. Т. 23. С. 1115—1123.
8. **Поленов В.С., Масликова Т.И.** О распространении нестационарных упругих волн в однородных пористых средах // Изв. РАН. МГТ. 2005. № 1. С. 104—108.
9. **Кукарских Л.А., Белых А.Г.** Волновые процессы в пористых средах // V МНПК. Белгород. 2015. № 5. Ч. 1. С. 13—16.
10. **Поленов В.С.** Основные уравнения динамического деформирования трехкомпонентных сред // Современные тенденции развития естествознания и технических наук: Сборник научных трудов по материалам МНПК, Белгород. 2018. С. 31—34.

Нгуен Ван Чьеу, Н.А. Астафьева, канд. техн. наук,  
А.Г. Тихонов, А.Е. Балановский, канд. техн. наук  
(Иркутский национальный исследовательский технический университет)  
E-mail: fuco.64@mail.ru

## Сравнительная оценка твердости легированных покрытий из обмазки смеси $\text{CuSn—Cr}_x\text{C}_y$ при упрочнении плазмой и лазером

Дана сравнительная оценка возможности повышения износостойкости поверхностного слоя для стали Ст3 при плазменном и лазерном нагреве нанесенной поверхностной обмазки смеси сплавов  $\text{CuSn—Cr}_x\text{C}_y$ . Показано, что оплавление тонкого слоя предварительно нанесенной обмазки смеси  $\text{CuSn—Cr}_x\text{C}_y$  с широким диапазоном размеров частиц больше подходит для плазменной, чем для лазерной обработки. Установлено, что плазменные покрытия обладают более высокой твердостью и меньшей вероятностью возникновения дефектов по сравнению с лазерными покрытиями. Полученные результаты могут быть использованы в процессе разработки новых технологических процессов для упрочнения деталей машин и инструментов.

**Ключевые слова:** твердость, покрытие, оплавление, плазменная обработка, упрочнение, лазерная обработка, легирование, модифицирование, структура, фазы, трещины.

*The article is devoted to a comparative assessment of the possibility of increasing the wear resistance of the surface layer for steel St3 during plasma and laser heating of the applied surface coating of a mixture of  $\text{CuSn—Cr}_x\text{C}_y$  alloys. It is shown that the fusion of a thin layer of a preliminarily applied coating of a  $\text{CuSn—Cr}_x\text{C}_y$  mixture with a wide range of particle sizes is more suitable for plasma than for laser processing. It has been found that plasma coatings have a higher hardness and a lower probability of defects as compared to laser coatings. The results obtained can be used in the development of new technological processes for hardening machine parts and tools.*

**Keywords:** hardness, coating, reflow, plasma treatment, hardening, laser treatment, alloying, modification, structure, phases, cracks.

### Введение

Повышенные твердость и износостойкость поверхности — основной фактор обеспечения устойчивости поверхности материала к механическим воздействиям, таким как износ, эрозия, удары, растрескивание и др. Для формирования легированных покрытий на деталях машин и инструментах применяют методы поверхностного нагрева с использованием высококонцентрированных источников тепла: плазменная дуга [1, 2], плазменная ламинарная струя [3, 4], лазер [5, 6]. Сущность этих методов заключается в том, что плавление исследуемого порошкового сплава происходит при высоких температурах и теплопередаче с помощью высококонцентрированных источников [1–7]. Легирование при лазерном нагреве позволяет получать слои толщиной до 300 мкм при импульсном воздействии и до 700...800 мкм при непрерывном излучении. При плазменном нагреве возможно получать легированный слой глубиной до 1...2 мм [5, 6]. Сплавы типа медь—олово ( $\text{CuSn}$ ) обычно используются в качестве материалов подшипников скольжения благодаря их

высокой теплопроводности, электропроводности, самосмазыванию, отличной износо- и коррозионной стойкости [8, 9].

Известно, что чистая медь обладает высокой электропроводностью, но довольно низкой прочностью, поэтому основная проблема при использовании сплавов на основе  $\text{Cu}$  — это их эффективное упрочнение. Для этого в основном используется деформационное упрочнение в виде наклепа или сложная термическая обработка. Рассматривая этот сплав в сравнении с другими смесями металлов (например, цинковым составом), следует отметить, что бронза невосприимчива к естественным деструктивным процессам, сохраняется длительное время и способна противостоять агрессивным воздействиям (вибрация, трение).

Покрытия из сплава  $\text{CuSn}$  обладают невысокой твердостью [10, 11], поэтому в настоящее время актуальны исследования по введению в исходный состав сплава добавочных упрочняющих компонентов, например,  $\text{WC}$ ,  $\text{Al}_4\text{C}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  [12]. Такие элементы, как  $\text{Ni}$ ,  $\text{Fe}$ ,  $\text{Co}$ ,  $\text{Cr}$ , добавляют в сплавы  $\text{CuSn}$  для улучшения их микроструктуры и эксплуатационных свойств. Широко используются

карбиды металлов, например хрома. Повышение твердости покрытия на основе сплава CuSn при обработке плазменной дугой с использованием добавки сплава на основе железа, содержащего карбиды хрома, продемонстрировано в работах [8—11]; однако в этих случаях максимальное значение твердости не превышает 400 НВ.

Для любых типов покрытий должны быть достигнуты следующие свойства: отсутствие дефектов (трещин, пор), высокие однородность и твердость, а также достаточная адгезия между покрытием и основной подложкой [2—6]. Для устранения недостатков покрытий (поры, слабая адгезия, неоднородность) в технологии термического напыления некоторые авторы применяют методы переплавки термически напыляемых покрытий с тонким поверхностным слоем металла. В других работах наплавка металлов с помощью лазерных и плазменных источников тепла дает хорошие результаты в отношении твердости, повышая одновременно устойчивость к коррозии [6—10]. Расширение исследований по использованию различных источников энергии, таких как плазменная дуга и лазер, и различных добавок для создания покрытий предоставляет дополнительные возможности для минимизации эксплуатационных расходов при сохранении предпочтительного качества. Проведенный анализ литературных источников показывает, что до сих пор опубликовано мало экспериментальных работ о влиянии добавления частиц Cr и их массовой доли на микроструктуру бронзового сплава, а работ по поверхностной модификации практически нет в открытой печати.

**Цель работы** — исследование твердости и других свойств поверхностных покрытий при плазменном и лазерном нагреве смесей сплава CuSn и электродного покрытия ОК 84.78 (ESAB), а также изучение микроструктуры и распределения микротвердости по поперечному сечению полученных покрытий.

### Материалы и методы исследования<sup>1</sup>

В качестве поверхностной обмазки использовали смеси порошковых сплавов ПРВ-BrO4, смесь CuSn (производитель АО "Полема") и покрытие сварочного электрода ОК 84.78 (ESAB). Сварочные наплавочные электроды ОК 84.78 (ESAB)<sup>2</sup> по составу содержат следующие элемен-

ты, % мас.: 4,5C; 1,2Mn; 1,2Si; 33Cr. Известно (по данным производителя), что в наплавленном металле формируются карбиды: Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, Fe<sub>3</sub>C, Cr<sub>2</sub>C, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Fe<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, FeC и Fe<sub>2</sub>C.

Для подготовки порошкового покрытия из обмазки электрода ОК 78.84<sup>3</sup> с помощью ручного инструмента сняли обмазку, затем прокатили ее между двумя валками до измельчения — и получили первую фракцию порошка. Далее часть первой фракции дополнительно измельчили в фарфоровой чашке при помощи пестика — получили вторую фракцию.

Гранулометрический состав полученных порошковых материалов был исследован с помощью лазерного анализатора ANALYSETTE 22. Результаты для различных составов порошковых смесей представлены на рис. 1 (см. обложку) функциями плотности  $m$  объемного распределения частиц по размерам и интегральными функциями  $M$ . На правой шкале указаны относительные значения дифференциальной характеристики распределения частиц по размерам в пробе, на левой шкале — интегральной характеристики.

Видно, что исходный порошок CuSn имеет гауссово распределение по гранулометрическим размерам (см. рис. 1, а). Добавление первой фракции порошка из покрытия сварочного электрода ОК 84.78 (ESAB) приводит к бимодальному распределению (см. рис. 1, б), вызванному появлением частиц размером 10...70 мкм. При добавлении второй фракции порошка наблюдаем уже три "горба" на кривой распределения, что связано с появлением частиц размерами 1...10 мкм (см. рис. 1, в).

Полученные порошки смешивали со связующим (с помощью канцелярского клея) для образования пасты, которую затем вручную наносили на образцы и сушили при температуре 373 К. На все образцы обмазку наносили фиксированной толщины 0,25 мм. Стальные образцы представляли собой прямоугольные пластины размером 70×25×10 мм. Поверхность образцов шлифовали до параметра шероховатости  $Ra = 0,2$  мкм. В качестве источника плазменного нагрева использовали установку [7]. Для процесса плазменного нагрева подготовленного образца выбирали следующие параметры: сила тока 140 А, скорость движения образцов 2,7 мм/с, скорость подачи газа (аргона) 10 л/мин, зазор между слоем обмазки и электродом 4...5 мм.

<sup>1</sup>Работа выполнена в рамках инициативной НИР.

<sup>2</sup>Электроды ОК 84.78 производителя ESAB имеют новую маркировку — ОК Weartrode 60 T; в настоящее время на рынке используются обе маркировки.

<sup>3</sup>Далее в тексте используем обозначение ОК 84.78 как идентификатор порошка, полученного из обмазки одноименного электрода.

Таблица 1

Составы смесей сплавов и режимы охлаждения покрытий

Номер образца	Фракция порошка ОК 84.78	Состав смеси	Вид охлаждения
1	Первая	CuSn + 10 % ОК 84.78	Вода
2		CuSn + 20 % ОК 84.78	
3	Вторая	CuSn + 10 % ОК 84.78	
4		CuSn + 20 % ОК 84.78	
5		CuSn + 10 % ОК 84.78	Воздух
6		CuSn + 20 % ОК 84.78	
7		CuSn + 30 % ОК 84.78	

Для исследования результатов из обработанных таким способом образцов производили отбор проб путем вырезки фрагментов. После вырезки, полирования и травления полученных фрагментов их микроструктуры были изучены с помощью металлографического микроскопа марки MET-2, а микротвердость покрытий измерена при помощи микротвердомера НМV-G21. Выбранные для исследования составы смесей и режимы охлаждения приведены в табл. 1.

Аналогичные образцы были изготовлены с помощью лазерного нанесения поверхностного слоя, для чего использовали соответствующее оборудование. В частности, в ходе работы был использован импульсный источник питания лазера "Квант 15" с ламповой накачкой; его характеристики приведены в табл. 2.

На рис. 2 (см. обложку) представлен процесс лазерного поверхностного легирования образцов с нанесенной обмазкой.

Микроструктуры поверхностей образцов, обработанных лазером и плазмой, полученных из выбранных сплавов при оптимальных условиях обработки, были исследованы методами рентгеновской дифракции (XRD) на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000, после чего подверглись сравнительному анализу.

### Результаты исследования и их обсуждение

После плазменного нагрева образцов с покрытием, последующего охлаждения и вырезки, внешний вид и поперечное сечение типичного поверхностного слоя представлены на рис. 3 (см. обложку). Для оценки покрытия вырезали его центральную часть (штриховая область), где режим обработки был стабильным. В поперечном

Таблица 2

Параметры лазерного источника "Квант 15"

Наименование параметра	Значение
Тип лампы накачки	ИНП-6/90А, ИНП-6/120А, ИНП3-7/80А и др.
Число ламп накачки	1–2
Частота следования импульсов	1...20 Гц, одиночный
Напряжение заряда накопителя	750 В
Дискретность изменения напряжения накопителя	1 В
Точность стабилизации напряжения	± 0,3 %
Длительность импульса тока накачки	0,1...6,0 мс
Дискретность изменения длительности тока накачки	0,1 мс
Режим работы	Частичный разряд
Мощность зарядного модуля	5 кВт
Сила тока в дежурном режиме	0,6 А
Интерфейс связи	RS232
Отображение информации	ЖК-дисплей
Вход внешней синхронизации	5 В, 10 мкс
Выход синхронизации	5 В, 10 мкс
Выход управления аттенуатором	2 x 27 В
Задержка выходного синхроимпульса	0...6 мс
Вход сигнала блокировки	Подключение датчика с НЗ контактами
Выход питания дополнительного оборудования	Трехфазная сеть 220/380В, 50Гц
Питание	Трехфазная сеть 220/380В, 50Гц
Габаритные размеры	440 × 356 × 440 мм (2 модуля); 2x4U
Масса	40 кг

сечении в поверхностном слое типичного образца можно выделить легированный слой *A*, оплавленный слой *B* и зону термического влияния (ЗТВ). Коэффициент *K* разбавления металла подложки вычислим по формуле:

$$K = S_B / (S_A + S_B),$$

где  $S_A$ ,  $S_B$  — площадь участка легированного слоя покрытия и расплавленного металла подложки соответственно.

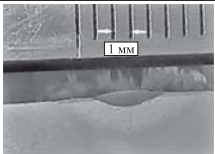
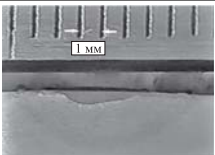
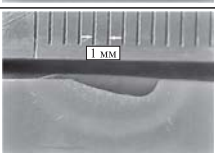
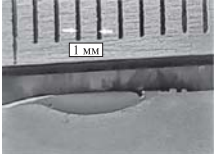
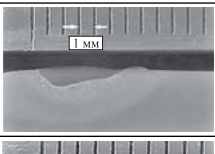
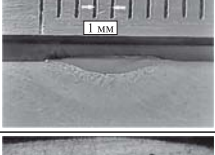
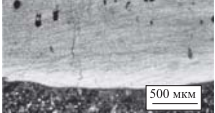


В табл. 3 приведены поперечные сечения образцов с нанесенными покрытиями; номера покрытий повторяют номера исследуемых образцов. Видно, что покрытия № 3 и 5 с более мелкими частицами и содержанием 10 % ОК 84.78 в составе смеси имеют большую глубину оплавления, около 1300 мкм ( $H1$ ). Напротив, покрытия с более грубыми частицами (№ 1 и 2) имеют меньшую глубину оплавления (около 900 мкм). Глубина зоны термического влияния  $H2$  начинается от границы зоны оплавления. Ее размер зависит от типов ис-

пользуемых покрытий и от дисперсности частиц порошка сплава. Покрытия № 1 и 2 с более грубыми частицами порошка имеют значения параметра  $H2$  в диапазоне 1800...1900 мкм; толщина легированного слоя  $H1$  составляет 800...900 мкм. При использовании состава смеси с более дисперсными частицами (покрытия № 3 и 4) значение  $H1$  составляет больше 1000 мкм, а  $H2$  находится в пределах 2000...3000 мкм. Это объясняется более быстрым расплавлением высокодисперсного по частицам покрытия и особенностями теплопередачи. Образец № 7 был расплавлен на глубину 5 мм и имел множественные трещины.

Таблица 3

Поперечное сечение покрытий и их характеристики

Номер покрытия образца	Поперечное сечение	Глубина оплавления $H1$ , мкм	Глубина зоны термического влияния $H2$ , мкм	Коэффициент разбавления металла $K$ , %
1		900	1800	57
2		850	1900	54
3		1300	3000	69
4		1060	2050	55
5		1360	2900	74
6		1090	2300	51
7		5000	—	100

Увеличение содержания карбида хрома затрудняет сплавление поверхностных смесей с подложкой из-за различий в температуре плавления и в размерах частиц. Поэтому при наплавлении покрытия с меньшим содержанием карбида хрома (10 % ОК 84.78) коэффициент разбавления подложки  $K$  больше, чем при добавлении 20 % ОК 84.78. После плазменного нагрева образцы сразу были дополнительно охлаждены водой/воздухом; температуру на поверхности измеряли с помощью пирометра. Установлено, что сразу после плазменного нагрева и оплавления покрытия в течение 1...2 с температура резко снижается до 500...600 °С, а через 1...2 мин доходит до 300...350 °С. Замечено, что режим охлаждения не существенно влияет на глубину ЗТВ, но сильно влияет на твердость покрытий.

На рис. 4 (см. обложку) приведено распределение микротвердости по Виккерсу по глубине поперечного сечения поверхностного слоя металла после оплавления покрытий CuSn. Видно, что в слое расплавления твердость находится в диапазоне 300...400 HV.

На рис. 5 (см. обложку) приведено распределение микротвердости по Виккерсу поперечного сечения поверхностного слоя металла после оплавления покрытий смеси CuSn + Cr<sub>x</sub>C<sub>y</sub> по глубине поверхностного слоя. Можно наблюдать повышение твердости легированного слоя по сравнению с покрытием CuSn.

Видно (см. рис. 5, а и б), что при однократном плазменном нанесении поверхностного слоя с фракцией из более грубых частиц (первая фракция ОК 84.78) полученные поверхностные слои еще не полностью насыщены хромом и имеют верхние подслои с низкой твердостью (199 HV, 303 HV). В случае использования второй фракции покрытия из более мелких частиц, полученные поверхностные слои уже более полно насыщены хромом, что обеспечивает более высокую твердость. Следует отметить необходимость тщательного выбора режима охлаждения. Так, рис. 5, г ил-

люстрирует возникновение трещины в покрытии № 4 (20 % ОК 84.78) при его охлаждении водой.

Согласно бинарной фазовой диаграмме состав CuSn при нагреве проходит ряд превращений. Сначала плавится олово, далее жидкое олово смачивает частицы меди, затем, при непрерывном нагревании, медь взаимодействует с зонами, богатыми оловом, что поддерживается диффузией меди и приводит к постепенному образованию  $\epsilon$ -,  $\delta$ - и  $\gamma$ -фаз. На стадии охлаждения эвтектоидное разложение  $\gamma \rightarrow \alpha$  (Cu) +  $\delta$  происходило при температуре ниже 520 °С. В процессе анализа результатов пришли к выводу, что, комбинируя фазовые диаграммы CuSn и FeCrC для создания покрытия на основе CuSn—Cr<sub>x</sub>C<sub>y</sub>, получим легированный слой, состоящий из твердого раствора и соединений. Покрытие CuSn состоит из дендритного твердого раствора, богатого медью, и блочного соединения, а введенная в смесь добавка на основе FeCrC содержит дендритный твердый раствор, богатый железом. Твердым раствором в покрытиях на основе CuSn и FeCrC являются компоненты:  $\alpha$  (Cu, Sn),  $\gamma$  (Fe) и соединения Cu<sub>10</sub>Sn<sub>3</sub> и M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (M = Fe, Cr). Богатая медью матрица легированного слоя состоит из  $\alpha$  (Cu, Sn) и Cu<sub>41</sub>Sn<sub>11</sub>, а богатый железом сфероид состоит из  $\gamma$  (Fe) и карбидов типа M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> (M = Fe, Cr) [8—11].

Установлено, что увеличение содержания карбида хрома в покрытии повышает вероятность возникновения дефектов, таких как трещины и поры, например образец № 7 (30 % ОК 84.78) в табл. 3. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя представлено на рис. 6. Видно, что покрытия со второй фракцией ОК 84.78 и с более высоким содержанием карбида хрома дают более высокие и равномерные значения

микротвердости. Распределение значений микротвердости по глубине показало, что покрытия, состоящие из мелких частиц, имеют большую глубину. Большая разница значений микротвердости между оплавленным слоем покрытия и ЗТВ связана с тем, что присутствие нескольких компонентов с различными размерами частиц и температурами плавления оказывало влияние на возможность теплопередачи во внутренние слои металла основной стали (подложки).

Выявлено, что при охлаждении образцов после плазменного нагрева водой, ЗТВ обладает более высокой твердостью, чем при охлаждении воздухом. Установлено, что охлаждение покрытия водой после плазменного нагрева приводит к концентрированию высоких значений твердости в тонком поверхностном слое металла. Из рис. 6, а видно, что некоторые низкие значения твердости покрытия № 3, охлажденного водой, могут быть связаны с неравномерным распределением упрочняющего компонента (малое содержание ОК 84.78 — 10 %). В случае большего содержания ОК 84.78 покрытие, охлажденное водой, обладает более концентрированными значениями твердости, чем покрытие, охлажденное на воздухе (см. рис. 6, б). Статистическая обработка результатов измерений микротвердости показывает, что при быстром охлаждении нестабильные фазы быстрее превращаются в более стабильные. Это зависит от скорости охлаждения. При небольшой степени охлаждения  $\Delta T$  число зародышей мало. В этих условиях будет получено крупное зерно аустенита. С увеличением степени переохлаждения скорость образования зародышей возрастает, количество их увеличивается, и размер зерна в затвердевшем металле уменьшается.

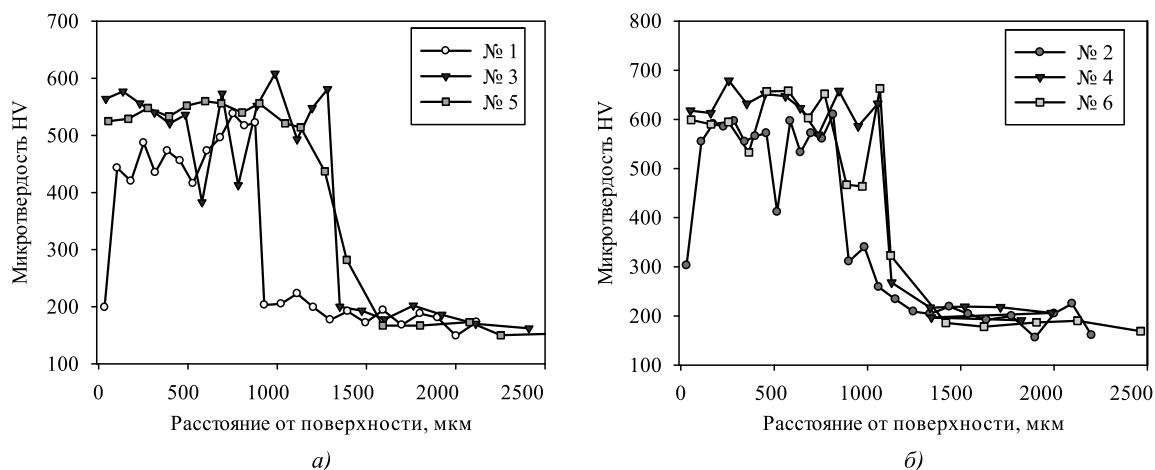


Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине в поперечном сечении плазменных покрытий для разных составов смеси:

а — CuSn + 10 % ОК 84.78; б — CuSn + 20 % ОК 84.78

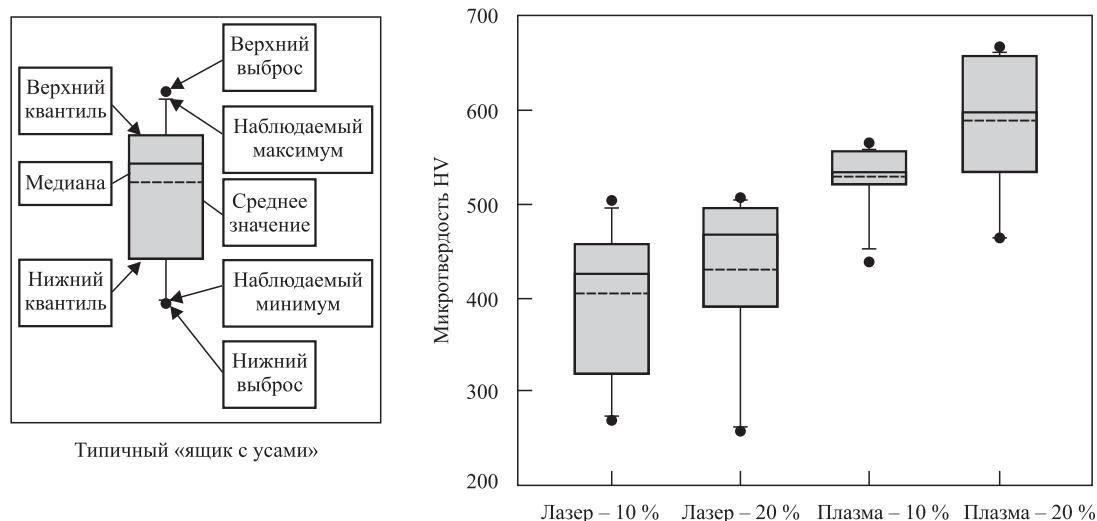


Рис. 8. Сравнительная дисперсия микротвердости поперечного сечения лазерных и плазменных покрытий

Лазерную обработку образцов с аналогичными составами покрытий проводили с перекрытием дорожек оплавления. На рис. 7 (см. обложку) показаны внешний вид поверхности оплавленного покрытия и поперечное сечение образцов после лазерной обработки с оплавлением. Видно, что в лазерных покрытиях появляются трещины на всех дорожках оплавления с различными зонами. На поверхности покрытия остается много нерасплавленных частиц. Глубина оплавления составляет 100...200 мкм, что значительно меньше, чем у образцов после плазменного оплавления покрытий. Зона термического влияния тоже расположена в более тонком слое — меньше 50 мкм. Из-за тонкого слоя ЗТВ трещины в покрытии могут доходить до основного металла.

В нескольких дорожках оплавления, из-за неравномерного перемешивания порошка в расплавленной ванне, зафиксированы небольшие глубины оплавления поверхностного слоя металла. Эта неравномерность, а также оплавление всего лишь небольших площадей обмазки покрытия узкими дорожками прохождения лазерного луча (шириной около 500 мкм), затрудняет получение однородного, равномерно распределенного покрытия. В случае же оплавления плазменной дугой происходит одновременное воздействие на большую площадь (ширина дорожки плазменной дуги 5...6 мм), покрытие расплавляется более равномерно. Известно, что сплав системы CuSn с высоким содержанием Cu включает доминирующую долю фазы  $\alpha$ -Cu, которая не имеет превращений в виде карбида. Можно предположить, что малая длительность лазерного нагрева является причиной неполного насыщения фаз  $\alpha$ -Cu в покрытии,

и этим, в сочетании с неравномерным распределением структурных фаз, объясняется образование трещин в поверхностном слое. Наличие разницы между ваннами оплавления по глубине и появление микротрещин указывают на высокие требования к технологическим параметрам лазерной обработки. Это, например, обеспечение высокой однородности наплавляемой смеси по размерам частиц и особая подготовка поверхности подложки.

Для сравнения покрытий, полученных после плазменной и лазерной наплавки, была проведена статистическая обработка значений микротвердости по глубине поверхностного слоя. Визуализация полученных статистических данных осуществлена с помощью ящичковой диаграммы, называемой еще "ящик с усами". Эта диаграмма была разработана Джоном Тьюки в 1970-х годах. По сути, ящик с усами — это быстрый способ изучения одного или нескольких наборов данных в графическом виде.

Результаты статистической обработки сгруппированы в соответствии с этим подходом и показаны на рис. 8. Сравнительная дисперсия значений микротвердости представлена для составов сплава с 10- и 20%-ным содержанием ОК 84.78 с более дисперсным размером частиц (вторая фракция). Для покрытий с большим содержанием карбида хрома (20 % ОК 84.78) большинство значений микротвердости выше, чем с меньшим его содержанием (10 % ОК 84.78). По ряду значений (медиана, квантиль, минимум, максимум), характеризующих распределение микротвердости в поверхностном слое, видно, что в 75 % случаев при добавлении 10 % ОК 84.78 и в 100 % случаев

при добавлении 20 % ОК 84.78 значения твердости плазменного покрытия выше, чем аналогичные значения после лазерной обработки образцов. Плазменное покрытие с 20 % ОК 84,78 имеет наиболее концентрированное распределение значений микротвердости. Проведенные исследования и полученные результаты показывают перспективность дальнейшей работы по повышению прочности и твердости сплавов системы CuSn. Это особенно актуально для формирования упрочняющих поверхностей различных деталей машин и инструментов.

### Выводы

1. Установлено, что между плазменным и лазерным нагревами обмазки, содержащей смеси сплава CuSn и покрытия сварочного электрода ОК 84.78, существуют различия по геометрии поверхностного слоя, его структуре и свойствам. При плазменной обработке покрытия вследствие большего пятна нагрева формируется значительно большая ванна расплавленного металла и покрытия; при этом глубина оплавления поверхностного слоя составляет около 1...2 мм, а ширина дорожки — 4...8 мм. При лазерном нагреве покрытия с перекрытием дорожек оплавления ширина дорожки составляет не более 500 мкм; поверхностный слой металла оплавляется на глубину не более 200 мкм.

2. Увеличение содержания карбида хрома в составе комплексной обмазки CuSn—Cr<sub>x</sub>C<sub>y</sub>, наносимой на поверхность металла, приводит к увеличению микротвердости сформированного покрытия после плазменной обработки. Вне зависимости от режима охлаждения, плазменные покрытия из составов, содержащих 20 % карбида хрома, обладают высокой твердостью, находящейся в диапазоне 600...700 НВ. Повышение содержания карбида хрома до 30 % и дополнительное охлаждение водой увеличивают вероятность появления дефектов в покрытиях (поры, трещины).

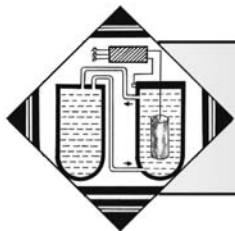
3. Покрытия, сформированные после лазерной обработки с использованием импульсного источника питания лазера, имеют много микротрещин и более низкую микротвердость (в диапазоне 250...500 НВ), по сравнению с плазменными покрытиями. Это объясняется тем, что длительность воздействия в процессе оплавления поверхности покрытия лазером недостаточна для полного насыщения поверхностного слоя углеродом и хромом с последующим формированием карбидов.

4. Покрытия, сформированные на основе CuSn—Cr<sub>x</sub>C<sub>y</sub>, по микротвердости превосходят по-

крытия CuSn, а их самые высокие значения были получены в результате плазменного нагрева.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Домбровский Ю.М.** Физические основы и технология плазменного поверхностного упрочнения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 3. С. 14—25.
2. **Балановский А.Е.** Основные вопросы плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 1) // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 12. С. 18—30.
3. **Experimental Study** on the Design and Characteristics of a Laminar Plasma Torch With Medium Working Power and its Applications for Surface Hardening / X. Cao et al. // IEEE Transactions on Plasma Science. 2020. Vol. 48. No. 4. P. 961—968. DOI: 10.1109/TPS.2020.2979411.
4. **Design** and Characteristics of a Laminar Plasma Torch for Materials Processing / X. Cao et al. // Plasma Chemistry and Plasma Processing. 2016. No. 36. P. 693—710. <https://doi.org/10.1007/s11090-015-9661-6>.
5. **Формирование** диффузионного покрытия на поверхности стали путем лазерного и термомодиффузионного легирования / О.В. Чудина и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 4. С. 37—40.
6. **Чудина О.В., Брежнев А.А.** Поверхностное легирование углеродистых сталей при лазерном нагреве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 4. С. 10—16.
7. **Балановский А.Е., Ву Ван Гюи.** Насыщение поверхности металла углеродом при плазменной поверхностной обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 9 (153). С. 82—91.
8. **Ünlü B.S., Atik E.** Evaluation of effect of alloy elements in copper based CuSn10 and CuZn30 bearings on tribological and mechanical properties // Journal of Alloys and Compounds. 2010. Vol. 489. P. 262—268. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.09.068>.
9. **Mabille I., Bertrand A., Sutter E.M.M.** Mechanism of dissolution of a Cu—13Sn alloying low aggressive conditions // Corrosion Science. 2003. Vol. 45. P. 855—866. [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00207-X](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00207-X).
10. **Microstructure** and properties of mixed Cu—Sn and Fe-based alloys without or with molybdenum addition processed by plasma transferred arc / Yu Hou Qing et al. // Surface and Coatings Technology. 2015. Vol. 283. P. 184—193. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.10.043>.
11. **Effect** of Composition and Thickness on the Hardness and Scratch Resistance of Copper and Copper Alloy Coatings / Khaled S. Al-Athel et al. // Arabian Journal for Science and Engineering. 2017. Vol. 42. P. 4895—4904. <https://doi.org/10.1007/s13369-017-2661-5>.
12. **Promoting** the bonding strength and abrasion resistance of brazed diamond using Cu—Sn—Ti composite alloys reinforced with tungsten carbide / Xiaohui Yin et al. // Diamond and Related Materials. 2021. Vol. 112. 108239. <https://doi.org/10.1016/j.diamond.2021.108239>.



Н.А. Козырев, д-р техн. наук, А.А. Усольцев, канд. техн. наук,  
А.Р. Михно, А.А. Сычев, А.А. Уманский, канд. техн. наук  
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)  
E-mail: kozyrev\_na@mtsp.sibsiu.ru

## Влияние введения титана в порошковую проволоку системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Ni на параметры упрочняющей наплавки

Изготовлены образцы порошковой проволоки на базе системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Ni путем добавления различного количества порошка титана или выполнены наплавки под флюсом из шлака, полученного при производстве силикомарганца. Приведены данные по микроструктуре наплавки и наличию в них неметаллических включений. Показаны результаты исследований зависимости твердости и износостойкости наплавленных слоев от процентного содержания титана и представлены соответствующие корреляционные модели.

**Ключевые слова:** наплавка, порошковая проволока, сварочный флюс, шлак производства силикомарганца, микроструктура, неметаллические включения, твердость, износостойкость.

*Samples of flux-cored wire samples based on the Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Ni system by adding different amounts of titanium powder, or submerged-arc surfacing from slag obtained during the production of silicomanganese. The data on the microstructure of surfacing and the presence of non-metallic inclusions in them are presented. The results of studies of the dependence of hardness and wear resistance of deposited layers on the percentage of titanium are shown and the corresponding correlation models are presented.*

**Keywords:** surfacing, flux-cored wire, welding flux, silicomanganese slag, microstructure, non-metallic inclusions, hardness, wear rate.

### Введение

Для создания изделий, обладающих высокими прочностными свойствами и долговечностью, широко применяют наклеп, термическую и термоциклическую обработку, диффузионные и гальванические покрытия, металлизацию, напыление, наплавку, поверхностное легирование [1, 2]. Особое место среди процессов упрочнения занимает наплавка — нанесение посредством сварки плавлением слоя металла на поверхность изделия. Применение наплавки рабочих поверхностей специальными сталями и сплавами позволяет значительно повысить эксплуатационную надежность узлов и механизмов. Особенно активно в последние годы развивается наплавка порошковыми проволоками, которая активно внедряется в различные отрасли промышленности [3].

В условиях СибГИУ проведен ряд исследований по совершенствованию наплавочных порошковых проволок различного состава, используемых в

горнорудной отрасли [4—9]. В представленной работе описаны исследования, в ходе которых в состав порошковой проволоки системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Ni дополнительно вводили различные количества порошка титана. Далее изучали влияние концентрации титана в этом составе на характеристики наплавки, сделанных из полученных образцов проволоки под марганецсодержащим флюсом. Оценивали микроструктуру, твердость, параметры износа наплавки, а также степень их загрязненности неметаллическими включениями.

### Материалы и методы исследования

Порошковые проволоки с новым составом компонентов изготавливали на волочильном стане. Использовали порошкообразные материалы: углеродфторсодержащий материал (пыль газоочистки алюминиевого производства), железный порошок ПЖВ-1 по ГОСТ 9849—86, порошок хрома ПХ-1С по ТУ 14-1-1474—75, порошок марганца МР-0

Таблица 1

Химический состав наплавленного слоя

Номер образца	Содержание элементов, % мас.												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	Mo	Al	Nb	S	P
C1	0,24	1,36	1,44	4,75	0,34	0,05	0,008	0,004	0,62	0,012	0,003	0,050	0,019
C2	0,24	1,72	1,19	5,97	0,37	0,06	0,013	0,005	0,85	0,013	0,003	0,055	0,026
C3	0,27	2,51	1,61	4,64	0,27	0,06	0,019	0,004	0,67	0,043	0,004	0,034	0,019
C4	0,27	2,66	1,68	4,63	0,27	0,06	0,035	0,004	0,64	0,045	0,004	0,044	0,010

по ГОСТ 6008—82, порошок кремния КР-1 по ГОСТ 2169—69, молибденовый порошок МПЧ по ТУ 48-19-69—80 порошок никеля ПНК-1Л5 по ГОСТ 9722—97, порошок титана ПТС по ТУ 14-22-57—92.

Для проведения эксперимента были изготовлены четыре порошковые проволоки с различным содержанием порошка титана. Наплавку образцов выполняли с использованием сварочного флюса, разработки СибГИУ [10], изготовленного из шлака производства силикомарганца с химическим составом, % мас.: 0,42...0,54 FeO; 16,15...16,80 MnO; 28,62...29,13 CaO; 40,20...42,40 SiO<sub>2</sub>; 6,42...6,80 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 1,29...1,39 MgO; 0,20...0,24 S; 0,020...0,022 P; 0,024...0,038 C; 0,13...0,32 F; 0,15...0,17 TiO<sub>2</sub>; 0,025...0,033 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Наплавляли на подложку из стали 09Г2С при силе тока 620 А и напряжении 32 В; скорость наплавки составляла 20 см/мин.

### Результаты исследования и их обсуждение

Химический состав полученных образцов представлен в табл. 1.

Исследование образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений (табл. 2; рис. 1, см. обложку) проводили по ГОСТ 1778—70. Полированную поверхность изучали при увеличении ×100.

Металлографические исследования полированных микрошлифов выполняли с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений от ×100 до ×1000. Микроструктуру наплавленных образцов изучали при увеличении ×500 (рис. 2, см. обложку) после травления образцов в 4%-ном растворе HNO<sub>3</sub> в этиловом спирте.

Твердость наплавленного слоя исследуемых образцов измеряли по методу Бринелля с помощью ультразвукового твердомера УЗИТ-3 в соответствии с требованиями ГОСТ 9012—59.

Износостойкость наплавленного слоя исследуемых образцов определяли путем проведения испытаний на износ на машине 2070 СМТ-1. Результаты твердости и степени износостойкости исследуемых образцов представлены в табл. 3.

Полученные данные по химическому составу, износостойкости и твердости исследуемых образ-

Таблица 2

Неметаллические включения наплавленных образцов

Номер образца	Типы неметаллических включений		
	Оксиды точечные	Силикаты недеформирующиеся	Нитриды точечные
C1	3a	3a	—
C2	4a	2a	—
C3	4a	2б	1a
C4	4a	5б	2a

Таблица 3

Степень износа и твердость исследуемых образцов

Номер образца	Твердость НВ	Твердость HRC	Износостойкость, 10 <sup>-5</sup> г/оборот
C1	$\frac{355...396}{375}$	$\frac{33...40}{35}$	7,77
C2	$\frac{410...466}{437}$	$\frac{42...47}{44}$	6,59
C3	$\frac{434...581}{506}$	$\frac{45...49}{46}$	6,04
C4	$\frac{444...575}{509}$	$\frac{44...50}{47}$	5,24

Примечание. В числителе — диапазон, в знаменателе — среднее значение.

цов показывают (рис. 3), что увеличение содержания титана в наплавленном слое приводит к увеличению твердости и износостойкости покрытия.

По экспериментальным данным построены аппроксимирующие кривые, адекватность которых фактическим значениям проверяли по показателю средней ошибки аппроксимации:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m \left| \frac{Y_i - \tilde{Y}_i}{Y_i} \right| \cdot 100,$$

где  $m$  — число наблюдений;

$\tilde{Y}_i$  — вычисленное значение результирующего показателя;

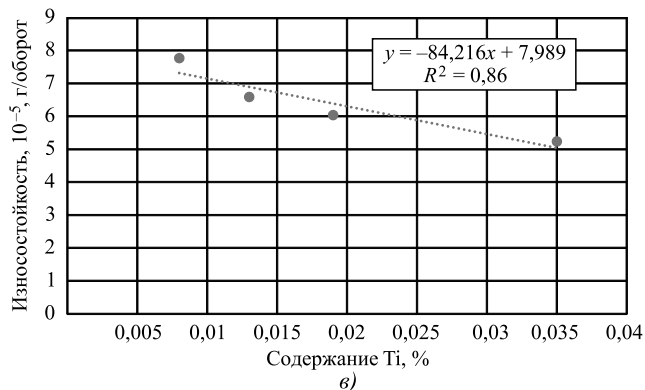
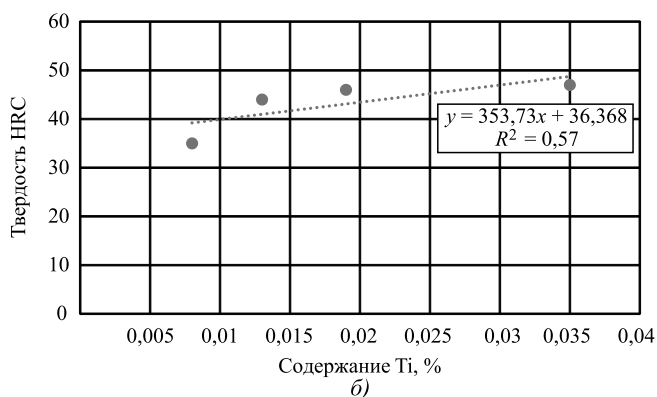
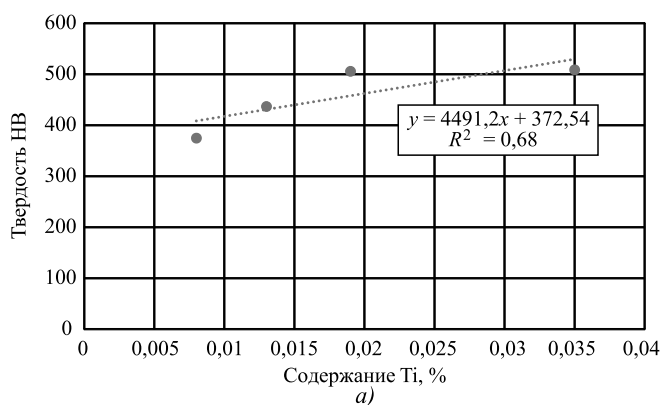
$Y_i$  — фактическое значение результирующего показателя.

Построены регрессионные модели, отражающие зависимость степени износа и твердости наплавленного слоя от массовой доли элементов, в основном определяющих исследуемые свойства:

$$\begin{aligned} \text{износостойкость, } 10^{-5} \text{ (г/оборот)} &= \\ &= 43,090 - 12,717\text{Mn} - 3,587\text{Cr} + 3,396\text{Ti} \\ &\text{(ошибка аппроксимации } 0,04 \text{ \%);} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{HV} &= -3199,940 + 1355,053\text{Mn} + 351,123\text{Cr} - 5521,400\text{Ti} \\ &\text{(ошибка аппроксимации } 0,02 \text{ \%);} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{HRC} &= -274,072 + 111,619\text{Mn} + 31,913\text{Cr} - 405,887\text{Ti} \\ &\text{(ошибка аппроксимации } 0,03 \text{ \%).} \end{aligned}$$



**Рис. 3.** Зависимости от содержания титана в наплавленном слое: а — твердости HV; б — твердости HRC; в — износостойкости

## Выводы

1. Увеличение содержания титана в наплавленном слое системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Ni в пределах 0,035 % способствует увеличению твердости и износостойкости наплавленных слоев.

2. Построены корреляционные модели, отражающие связь износостойкости и твердости упрочняющих наплавов с процентным содержанием титана в их химическом составе.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлицын С.В., Зверева И.Н., Шекшеев М.А. Сварочные и наплавочные материалы [Электронный ресурс]: учебник. М.: Инфра-Инженерия, 2020. 228 с. URL: <https://www.studentlibrary.ru/book/ISBN9785972904020.html>.

2. Михайлицын С.В., Шекшеев М.А. Основы сварочного производства [Электронный ресурс]: учебник. М.: Инфра-Инженерия, 2019. 260 с. URL: <http://www.studentlibrary.ru/book/ISBN9785972903818.html>.

3. Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г. Особенности формирования макроструктуры модифицированных износостойких покрытий из порошковых проволок // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. Т. 16. № 5 (185). С. 205—211.

4. Изучение структуры и свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Ni—V—Co / А.И. Гусев и др. // Актуальные проблемы в машиностроении. 2017. Т. 4. № 2. С. 113—119.

5. Исследование свойств порошковой проволоки системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Ni—V—Co для упрочнения узлов и деталей оборудования горнорудной и угледобывающей отраслей / А.И. Гусев и др. // Научно-технические разработки и использования минеральных ресурсов. 2017. № 3. С. 135—140.

6. Наплавка порошковыми проволоками C—Si—Mn—Mo—V—W и C—Si—Mn—Cr—Mo—V деталей горнорудного оборудования / А.И. Гусев и др. // Известия вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 4. С. 318—323.

7. Разработка новых порошковых проволок для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа / Н.А. Козырев и др. // Черная металлургия: Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. Вып. 7 (1423). С. 70—77.

8. Влияние введения вольфрама и хрома на свойства металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe—C—Si—Mn—Mo—Ni—V—Co / А.И. Гусев и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Т. 17. № 2. С. 56—60.

9. Сравнительный анализ абразивной износостойкости металла, наплавленного порошковыми проволоками систем Fe—C—Si—Mn—Ni—Mo—W—V и Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo—V / И.В. Осетковский и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Т. 17. № 5. С. 198—202.

10. Разработка новых сварочных флюсов на основе шлака силикомарганца / Н.А. Козырев и др. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. № 6 (1422). С. 55—66.

А.Н. Григорчик, канд. техн. наук, Е.В. Астрашаб,  
В.А. Кукареко, д-р физ.-мат. наук, М.А. Белоцерковский, д-р техн. наук  
(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск)  
E-mail: v\_kukareko@mail.ru

## Коррозионная стойкость газотермических покрытий, напыленных методом высокоскоростной металлизации

Проведено исследование структурно-фазового состояния и коррозионной стойкости газотермических покрытий из сталей 08Г2С, 40Х13, 09Х19Н9Т, алюминия АД-1 и псевдосплавов Fe—Al и Fe—Ni—Cr в 10%-ном водном растворе NaCl. Установлено, что наибольшей коррозионной стойкостью обладают газотермические покрытия из алюминия АД-1 и псевдосплавов Fe—Al и Fe—Ni—Cr. Высокая коррозионная стойкость покрытия из псевдосплава Fe—Al достигается за счет обволакивания стальных частиц алюминием в процессе напыления, а также за счет образования пленки оксидов алюминия на поверхности алюминиевых прослоек и легированных алюминием железных прослоек. Высокая коррозионная стойкость покрытий из высокохромистых сталей обусловлена их легированием хромом и никелем.

**Ключевые слова:** газотермические покрытия, псевдосплавы, структура, антикоррозионные свойства.

The study of the structural-phase state and anticorrosive properties in a 10 % aqueous solution of NaCl of hypersonic metallization coatings made of 08Mn2Si, 40Cr13, 09Cr19Ni9Ti steels, A199,3 aluminum and pseudo-alloys Fe—Al and Fe—Ni—Cr has been carried out. It has been established that hypersonic metallization coatings made of A199,3 aluminum and pseudo-alloys Fe—Al and Fe—Ni—Cr have the highest corrosion resistance. High corrosion resistance of the coating made of pseudo-alloy Fe—Al is achieved due to the enveloping of steel particles with aluminum during the spraying process, as well as due to the formation of a film of aluminum oxides on the surface of aluminum interlayers and aluminum-alloyed iron interlayers. High corrosion resistance of coatings made of high-chromium steels is due to their alloying with chromium and nickel.

**Keywords:** hypersonic metallization coatings, pseudo-alloys, structure, anticorrosion properties.

### Введение

Метод высокоскоростной металлизации (ВМ) основан на распылении расплавленных электрической дугой проволочных материалов продуктами сгорания горючих газов, проходящих через сопло Лаваля [1]. Газотермическое напыление методом высокоскоростной металлизации позволяет формировать на рабочей поверхности деталей покрытия с широким комплексом свойств, как, например, высокие износ- и коррозионная стойкость, электро- и теплопроводность и т.д. В качестве проволочных материалов при напылении покрытий используют проволоки из токопроводящих материалов различного химического состава, например, из сталей 08Г2С, 20Х13, 40Х13, 95Х18, цветных металлов Al, Zn, Cu и их сплавов. Кроме этого, метод ВМ позволяет проводить одновременное напыление двух различных по составу проволок, формируя при этом покрытия из псевдосплавов, обладающих повышенными эксплуатационными характеристиками [2] по сравнению с покрытиями

из одного материала. При этом свойства покрытий могут варьироваться как за счет подбора напыляемых материалов, так и изменением режимов распыления. **Цель работы** — исследование коррозионных свойств газотермических покрытий (ГТП) различных составов, напыленных методом высокоскоростной металлизации.

### Изготовление образцов и методики исследований

Напыление газотермических покрытий проводилось на предварительно подготовленную поверхность подложки из стали 35 методом высокоскоростной металлизации с использованием разработанной в ОИМ НАН Беларуси установки АДМ-10 [3].

В качестве объектов исследований были выбраны покрытия из сталей 08Г2С, 40Х13, 06Х19Н9Т, 95Х18, алюминия АД-1 и псевдосплавов Fe—Al (покрытие 08Г2С + АК12) и Fe—Ni—Cr (покрытие



Химический состав исследуемых материалов

Материал покрытия	Содержание элемента, % мас.							
	Al	Ni	Si	S	Cr	Mn	Cu	Fe
Сталь 35 (подложка)	—	0,10	0,36	0,03	0,45	0,52	0,07	Основа
08Г2С	—	—	0,76	0,04	0,10	2,01	0,11	
40Х13	—	0,60	0,40	—	13,2	0,34	—	
06Х19Н9Т	—	8,56	0,51	—	18,43	0,38	0,01	
95Х18	—	0,55	0,86	0,02	18,32	0,78	0,09	
АД-1	Основа	—	0,01	—	—	—	0,02	0,01
Fe—Al	33,61	—	4,12	0,01	0,02	0,86	0,06	Основа
Fe—Ni—Cr	—	46,67	0,60	0,03	11,02	0,35	—	Остальное

Х20Н80 + 65Г). Химический состав исследуемых покрытий представлен в табл. 1. Для сравнения коррозионной стойкости покрытий и монолитной стали также исследована коррозионная стойкость образца из стали 35.

Металлографические исследования газотермических покрытий проводили на оптическом микроскопе АЛЬТАМИ МЕТ 1МТ. Фазовый состав газотермических покрытий исследовали на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом  $K_{\alpha}$ -излучении при напряжении 28 кВ и анодном токе 14 мА. Рентгенограммы расшифровывали при помощи программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2.

Коррозионные свойства газотермических покрытий исследовали методом погружения и выдержки образцов в 10%-ном водном растворе NaCl при комнатной температуре. Перед помещением в коррозионную среду поверхность покрытий шлифовали наждачной бумагой с зернистостью Р1000. После извлечения из водного раствора NaCl образцы промывали, очищали щеткой, высушивали и взвешивали на аналитических весах ВЛР-200. Погрешность измерения массы образца составляла 0,05 мг. Все нерабочие стороны образца изолировали от коррозионной среды с помощью изолирующей ленты.

Определение антикоррозионных свойств образцов покрытий [4, 5] проводили методом измерения потери массы образца  $\Delta m$  на единицу площади поверхности,  $mg/cm^2$ :

$$\Delta m = \frac{m_0 - m}{S},$$

где  $m_0$  — масса образца до испытаний;  
 $m$  — масса образца после испытаний;  
 $S$  — площадь образца,  $cm^2$ .

Оценку средней условной скорости коррозии  $v$ ,  $mg/(cm^2 \cdot ч)$ , выполняли по формуле:

$$v = \frac{m_0 - m}{S\tau},$$

где  $\tau$  — общее время коррозионных испытаний, ч.

### Результаты исследований и их обсуждение

При высокоскоростной металлизации формируются покрытия, состоящие из чередующихся прослоек напыленного материала и оксидов (рис. 1). Пористость напыленных покрытий не превышала  $\approx 5\%$  об. Отсутствие сквозной пористости в покрытиях говорит о возможности защитить ими основную материал от коррозионной среды.

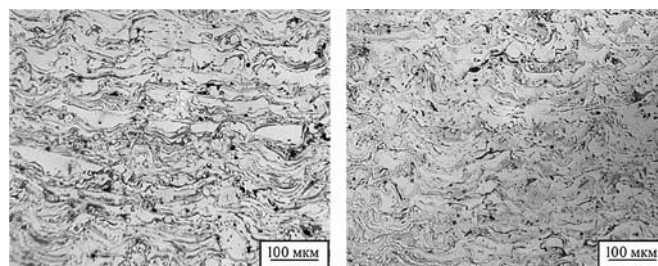


Рис. 1. Характерные микроструктуры поперечного сечения ГТП, напыленных методом высокоскоростной металлизации:

а — 40Х13; б — Fe—Al

Фазовый состав, пористость и количество оксидов исследуемых образцов

Материал покрытия	Фазовый состав	Пористость, % об.	Содержание оксидов, %
Сталь 35 (подложка)	$\alpha$ -Fe	—	—
08Г2С	$\alpha$ -Fe, FeO, Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	< 5	15...20
40Х13	$\alpha$ -Fe, $\gamma$ -Fe (< 20 %), Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeO		
06Х19Н9Т	$\gamma$ -Fe, Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeO		
95Х18	(55 %) $\gamma$ -Fe, $\alpha$ -Fe, Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeO		
АД-1	Al, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3...5	2...5
Fe—Al	$\alpha$ -Fe, Al, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	2...3	3...5
Fe—Ni—Cr	(Ni,Cr); Ni <sub>3</sub> Fe; $\alpha$ -Fe; NiFe; $\gamma$ -Fe, Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeO	< 5	5...7

Существенное влияние на коррозионную стойкость покрытий оказывают их химический и фазовый составы, а также их пористость. Фазовый состав, пористость и количество оксидов покрытий представлены в табл. 2. Низкое содержание оксидов железа в псевдосплаве Fe—Al связано с предотвращением окисления частиц железа за счет их обволакивания легкоплавким алюминием в процессе металлизации, а также с восстановлением оксидов железа алюминием. В результате этого распыляемые частицы стали 08Г2С при охлаждении в полете практически не контактируют с кислородом воздуха и, как следствие, в покрытиях регистрируется пониженное количество оксидов железа. При этом образование тонкой пленки оксида Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на поверхности расплавленных алюминиевых частиц также защищает их от окисления. Кроме того, значение параметра кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe в покрытии из псевдосплава Fe—Al ( $a = 0,28753$  нм) существенно превышает соответствующее значение параметра кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe для покрытия из стали 08Г2С ( $a = 0,28665$  нм). Значительное увеличение параметра кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe покрытия из псевдосплава Fe—Al связано с растворением в нем алюминия, имеющего большой атомный радиус  $R_{ат} = 0,143$  нм.

На рис. 2 и в табл. 3 представлены результаты исследований коррозионной стойкости газотермических покрытий в 10%-ном водном растворе NaCl. Зависимость удельной потери массы от времени нахождения образца в коррозионной среде — линейная. Можно видеть, что минимальной удельной потерей массы (см. рис. 2) обладают покрытия из алюминия АД-1, а также псевдосплавы Fe—Al и Fe—Ni—Cr. В частности, скорость корро-

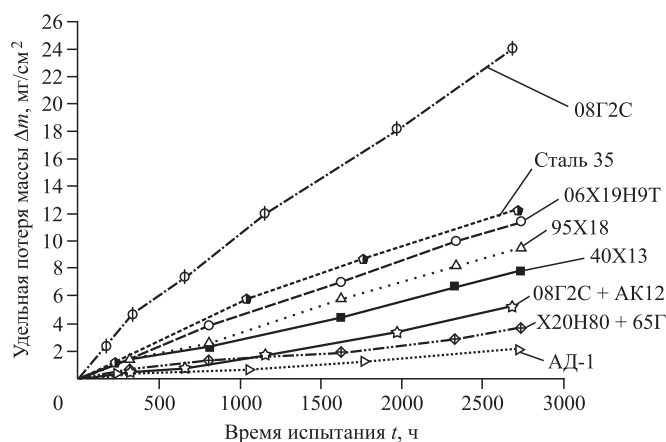


Рис. 2. Удельная потеря массы исследуемых образцов в зависимости от времени испытаний

Таблица 3

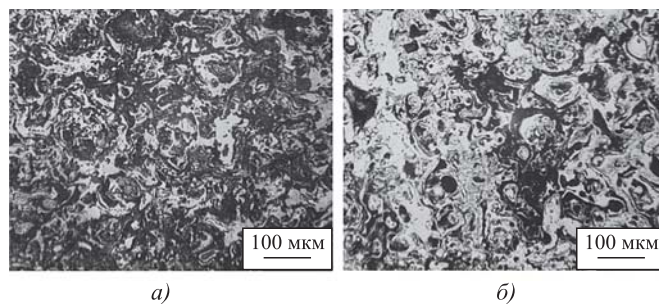
Средняя условная скорость коррозии стали 35 и газотермических покрытий в 10%-ном водном растворе NaCl

Материал покрытия	Средняя условная скорость коррозии, $\times 10^{-3}$ , мг/(см <sup>2</sup> ·ч)
Сталь 35 (подложка)	4,4
08Г2С	9,0
40Х13	3,0
06Х19Н9Т	4,0
95Х18	3,5
АД-1	0,8
Fe—Al	2,0
Fe—Ni—Cr	1,4

зии алюминиевого покрытия из АД-1 составляет  $\approx 0,8 \cdot 10^{-3}$  мг/(см<sup>2</sup>·ч). Низкая скорость коррозии покрытия из алюминия обусловлена низкой энергией пассивации алюминия, в результате чего на поверхности покрытия образуется защитная пленка из оксида алюминия. Наибольшей среди исследуемых покрытий скоростью коррозии обладает покрытие из стали 08Г2С, а также монолитная сталь 35. В то же время средняя условная скорость коррозии стали 35 в  $\approx 2$  раза ниже, чем у газотермического покрытия из стали 08Г2С. Это, в первую очередь, обусловлено разницей их структурно-фазовых состояний. В частности, на поверхности монолитной стали отсутствуют оксиды, поры, а сталь содержит меньшее количество внутренних дефектов и т. д.

Таким образом, можно сделать вывод, что газотермические покрытия обладают пониженными коррозионными свойствами по сравнению с аналогичными монолитными сталями. Низкая коррозионная стойкость покрытия из 08Г2С обусловлена как относительно низкими антикоррозионными свойствами стальных частиц, так и наличием в фазовом составе покрытия большого количества неплотных оксидов FeO и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Через рыхлые оксиды железа, сформированные при напылении, ионы коррозионной среды проникают к стальной частице с последующим образованием гидроксидов и хлоридов. В результате образования под оксидами FeO и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> продуктов коррозии происходит отслоение оксидов от стальных частиц и удаление их из покрытия. Таким образом, повышенное содержание пористых оксидов железа в газотермических покрытиях может способствовать ускоренной потере их массы при коррозионных испытаниях.

В свою очередь, шлифованная поверхность покрытия из Fe—Al состоит из легированных алюминием стальных прослоек 08Г2С, которые чередуются с прослойками алюминия, имеющими на своей поверхности тонкую и плотную оксидную пленку Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. На рис. 3, а представлена микроструктура поверхности покрытия из псевдосплава Fe—Al после травления в 5%-ном водном растворе HNO<sub>3</sub>. Результаты испытаний свидетельствуют о том, что средняя условная скорость коррозии покрытия из псевдосплава Fe—Al в 4,5 раза ниже, чем покрытия из стали 08Г2С. Это связано с тем, что в процессе напыления покрытия из псевдосплава Fe—Al на поверхности частиц алюминия и легированных алюминием стальных частиц образуется тонкая пленка оксида алюминия, защищающая покрытие от агрессивной среды. При этом оксидная пленка Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, сформировавшаяся при



**Рис. 3. Характерные микроструктуры поверхности покрытий, напыленных методом высокоскоростной металлизации после травления:**

*a* — Fe—Al; *б* — Fe—Ni—Cr

напылении на поверхности легированных алюминием стальных прослоек, по-видимому, характеризуется неоднородностью и меньшей толщиной по сравнению с пленкой Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, образовавшейся на поверхности алюминиевых прослоек. В связи с этим, скорость коррозии псевдосплава Fe—Al несколько превышает скорость коррозии покрытия из АД-1.

Повышенная коррозионная стойкость покрытий из проволочных сталей 40Х13, 06Х19Н19Т, 95Х18, по сравнению с покрытием из 08Г2С, обусловлена, в первую очередь, их химическим составом и, в частности, высоким содержанием легирующих элементов — Cr, Ni, которые имеют относительно низкую энергию пассивации [7], что приводит к образованию плотной оксидной пленки на поверхности покрытий. При этом отличия в коррозионной стойкости покрытий 40Х13, 06Х19Н19Т, 95Х18 обусловлены различной степенью их легированности Cr и Ni.

Газотермическое покрытие из псевдосплава Fe—Ni—Cr характеризуется наиболее высокой стойкостью к коррозионному растворению среди исследованных покрытий. В частности, средняя условная скорость коррозии покрытия из псевдосплава Fe—Ni—Cr составляет 1,4 мг/(см<sup>2</sup>·ч). Микроструктура поверхности покрытия из псевдосплава Fe—Ni—Cr в исходном состоянии представлена на рис. 3, б. Повышенная коррозионная стойкость покрытия обусловлена высокими антикоррозионными свойствами частиц нихрома (за счет высокого содержания в них хрома и никеля), а также тем, что при напылении покрытия между стальными частицами и частицами нихрома протекает диффузия никеля и хрома в стальные частицы. Насыщение стальных частиц никелем и хромом также приводит к повышению их антикоррозионных свойств.

### Заключение

Исследованы структура, фазовый состав и антикоррозионные свойства в 10%-ном водном растворе NaCl газотермических покрытий из сталей 08Г2С, 40Х13, 06Х19Н9Т, 95Х18, алюминия АД-1 и псевдосплавов Fe—Al и Fe—Ni—Cr, напыленных методом высокоскоростной металлизации.

Показано, что газотермическое покрытие из проволочной стали 08Г2С имеет максимальную скорость коррозии  $\approx 9,0 \cdot 10^{-3}$  мг/(см<sup>2</sup>·ч) среди исследуемых покрытий, что связано с низкой коррозионной стойкостью стальных частиц, а также наличием в покрытии большого количества пористых оксидов железа, сформировавшихся при напылении.

Установлено, что покрытия из высокохромистых сталей 40Х13, 06Х19Н9Т, 95Х18 и псевдосплав Fe—Ni—Cr имеют высокую коррозионную стойкость в 10%-ном водном растворе NaCl, что обусловлено легированием покрытий атомами хрома и никеля.

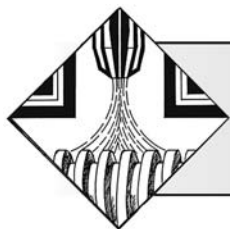
Показано, что наибольшей коррозионной стойкостью в 10%-ном водном растворе NaCl обладают газотермические покрытия из алюминиевого сплава АД-1 и псевдосплавов Fe—Al, Fe—Ni—Cr. Высокая коррозионная стойкость покрытия из псевдосплав Fe—Al обусловлена обволакиванием стальных частиц алюминием в процессе напыления, а также образованием антикоррозионной

пленки оксидов Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> как на поверхности прослоек алюминия, так и на поверхности легированных алюминием прослоек железа.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Белоцерковский М.А., Прядко А.С. Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 12. С. 17—23.
2. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление / Пер. с яп. В.Н. Попова; под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. М.: Машиностроение. 1985. 240 с.
3. Белоцерковский М.А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий. Минск: Технопринт. 2004. 200 с.
4. ГОСТ 9.912—89. Единая система защиты от коррозии и старения. Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии. Введ. 01.01.91.
5. ГОСТ 9.908—85. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. Введ. 01.01.87.
6. Влияние отжига на структурно-фазовое состояние и износостойкость газотермических покрытий из железо-алюминиевых псевдосплавов / редкол. С.Н. Поддубко и др.; В.А. Кукареко и др. // Актуальные вопросы машиноведения: сб. трудов / Минск, 2019. С. 294—298.
7. Малахов А.И., Жуков А.П. Основы металловедения и теории коррозии: учебник для машиностроительных техникумов. М.: Высшая школа. 1978. 192 с.





**А.М. Михальченков**, д-р техн. наук, **И.В. Козарез**, канд. техн. наук, **С.А. Феськов**, канд. техн. наук  
(Брянский государственный аграрный университет),  
**М.А. Михальченкова**  
(Частное образовательное учреждение высшего образования "Брянский институт управления и бизнеса")  
E-mail: mihalchenkov.alexandr@yandex.ru

## Методика определения адгезионной прочности полимерных самотвердеющих композиционных материалов и клеевых соединений

*Разработанная техника определения адгезионной прочности позволяет исследовать как клееполлимерные композиты, так и клеевые соединения на одном и том же приспособлении без влияния момента разрушающей силы на получаемые результаты.*

**Ключевые слова:** адгезионная прочность, момент силы, клееполлимерные композиты, клей.

*The developed technique for determining the adhesive strength allows us to study both adhesive polymer composites and adhesive joints on the same device without the influence of the breaking force moment on the results obtained.*

**Keywords:** adhesive strength, moment of force, adhesive polymer composites, adhesive.

Определение адгезионной прочности покрытий обязательно при исследовании характеристик клеящих веществ и материалов на их основе [1].

Известные способы определения адгезионной прочности клееполлимерных композитов отличаются сравнительно невысокой универсальностью [2], нередко сложны в реализации [3], в ряде случаев не обеспечивают требуемую достоверность данных из-за влияния момента силы [4, 5]. Кроме того, важный недостаток этих способов — невозможность проведения исследований по адгезионной прочности клеевых соединений [6].

**Цель работы** — создание техники испытаний, позволяющей определять адгезионную прочность полимерных самотвердеющих композиционных материалов и клеевых соединений, обеспечивающей простоту реализации экспериментов, высокую достоверность полученных результатов, дающую возможность изучения влияния природы различных материалов и состояния их поверхности на адгезионную прочность с совмещением испытаний как композитов, так и клеевых соединений.

Для достижения поставленной цели разработано универсальное приспособление с возможно-

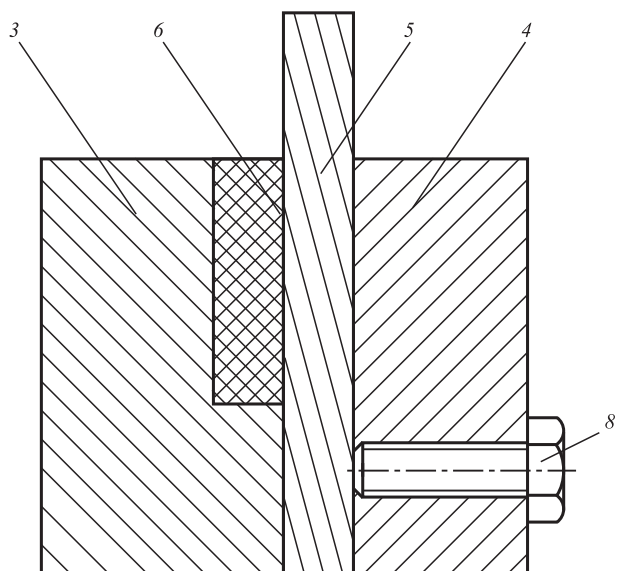
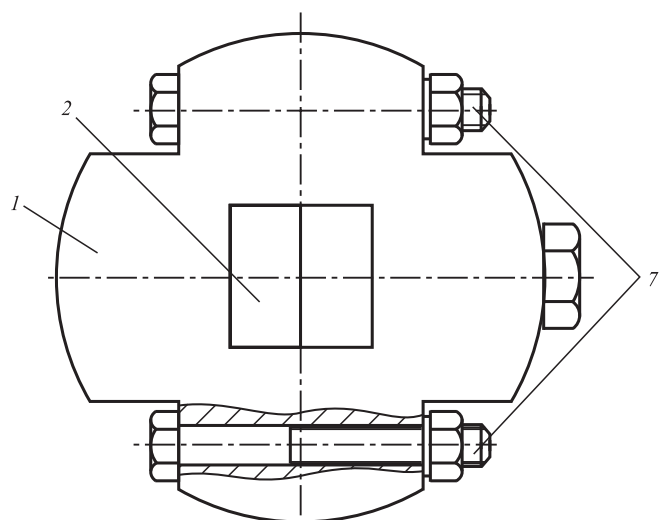
стью трансформирования для проведения испытаний адгезионной прочности клееполлимерных композитов и аналогичных испытаний клеевых соединений (рис. 1, 2). Оно представляет собой разъемную металлическую матрицу (обойму) 1 со ступенчатым отверстием прямоугольного сечения для размещения испытуемого образца 2.

Правая и левая половины прямоугольного отверстия выполнены соответственно в правой 4 и левой 3 частях разъемной обоймы. Правая половина отверстия является сквозной и имеет постоянное сечение. В левой половине отверстие того же сечения, что и в правой, но является не сквозным, а выполнено примерно до половины высоты матрицы.

Рассмотрим технику оценки адгезионной прочности системы клееполлимерный композит—подложка. Опытный образец (см. рис. 1) представляет собой подложку (основу) из металлического сплава или другого материала 5 (в зависимости от цели исследований), расположенную в правой сквозной части прямоугольного отверстия и изучаемого композита 6, сформированного на подложке в левой глухой части прямоугольного отверстия. Соответственно,

опытный материал и подложка составляют единое целое. Части матрицы скрепляются друг с другом болтовыми соединениями 7. Правая половина обоймы со сквозным отверстием в нижней части имеет резьбовое отверстие для болта 8, фиксирующего подложку 5 в матрице на период формирования на нем клеполимерного композита. Во время проведения испытаний этот болт выкручивается.

Матрица 1 изготавливается из металлического сплава (стали) и в собранном виде представляет собой цилиндр со ступенчатым отверстием переменного сечения. В верхней области отверстия

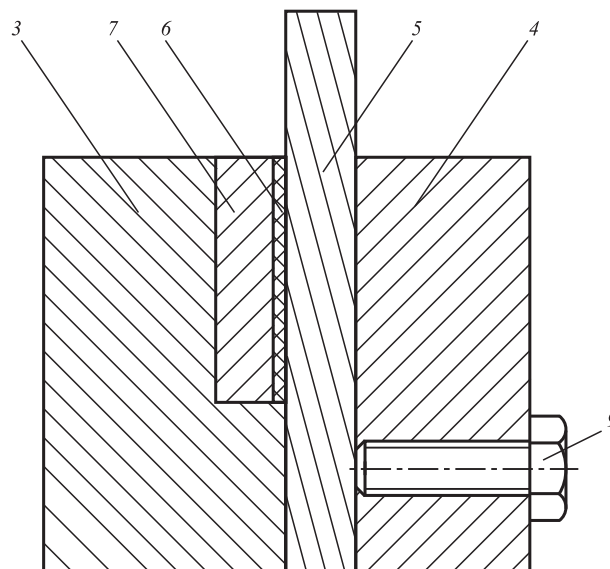
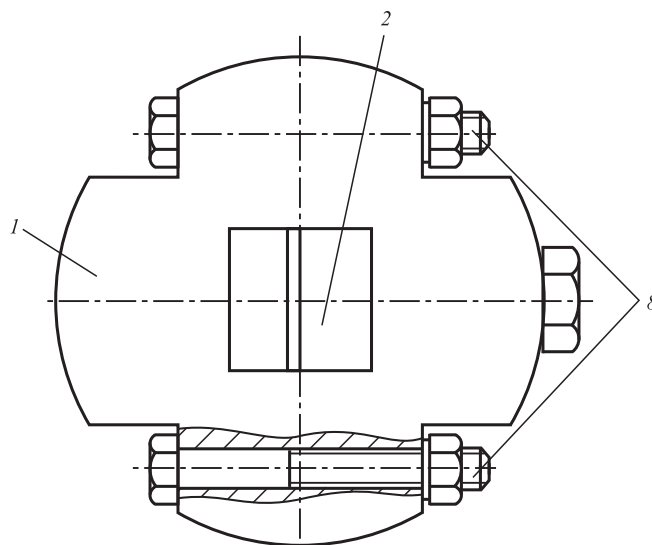


**Рис. 1. Приспособление для испытаний на адгезионную прочность клеполимерного композита:**

1 — матрица; 2 — образец; 3, 4 — левая и правая части матрицы; 5 — подложка; 6 — исследуемый композит; 7 — болтовые соединения; 8 — болт

формируется композиционный клеевой состав. Область контактирования исследуемого композита или клеевого соединения с материалом основы должна иметь площадь соприкосновения покрытие—подложка, достаточную для полного учета влияния композита на адгезионную прочность при выполнении всех условий, присущих процессу нарушения этой прочности.

Формирование покрытия 6 не вызывает никаких трудностей технического и технологического порядка, так как композит заливается после сборки матрицы и установки образца.



**Рис. 2. Приспособление для испытаний на адгезионную прочность клеевого соединения:**

1 — матрица; 2 — испытуемый образец; 3, 4 — левая и правая части матрицы; 5 — подложка; 6 — опытный клеевой состав; 7 — приклеиваемый материал; 8 — болтовые соединения; 9 — болт для фиксации подложки

Способ и устройство позволяют формировать клеполимерный композиционный материал любого состава и строения. Размеры матрицы должны исключать ее деформирование при испытаниях, в противном случае эксперимент будет недействительным. Геометрические параметры основы образца выбираются из условия соблюдения прочностных показателей — отсутствия пластического деформирования и нарушения жесткости при нагружении (высота — не менее 70 мм, диаметр — 70 мм, толщина стенки — 22...23 мм).

Конструкция собирается при помощи болтовых соединений 7. Внутреннюю поверхность, где формируется композит и устанавливается подложка, обрабатывают чистовым фрезерованием. После сборки матрицы и закрепления подложки 5 путем ее фиксации болтом 8 производится формирование объема испытуемого материала. Подготавливают клеполимерную композицию заданного состава, и в жидком состоянии заливают в полость верхней части отверстия. Испытания проводят после полного отверждения композита выдавливанием основы образца с помощью разрывной машины, обеспечивающей нагрузку сдвига, по которой вычисляется разрушающее касательное напряжение  $\tau$ , являющиеся критерием адгезионной прочности.

Особенностью предлагаемой методики является отсутствие момента силы при смещении подложки, что обеспечивает высокую достоверность получаемых результатов.

При оценке адгезионной прочности клеевых соединений приспособление не претерпевает существенных конструктивных изменений (см. рис. 2). Процесс проведения испытаний подобен процессу испытаний клеполимерных композитов.

Склеивание частей 5 и 7 проводят после сборки устройства посредством заполнения зазора клеевой массой 6. Фиксацию приклеиваемого материала осуществляют за счет сравнительно высокой точности изготовления ступенчатого отверстия.

При помощи данного способа возможно проведение широкого спектра испытаний клеполи-

мерных композитов и клеящих веществ различной природы при изменяемом качестве поверхности подложки.

## Выводы

1. Разработан несложный в исполнении метод для определения адгезионной прочности как клеполимерных композитов, так и клеевых соединений, с использованием одного и того же приспособления.

2. Предложенная техника испытаний позволяет избежать влияния момента разрушающей силы на процесс нарушения контакта исследуемого композита (клея), обеспечивая высокую достоверность данных.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чалых А.Е., Щербина А.А. Адгезия полимеров // Клеи. Герметики. Технологии. 2007. № 11. С. 2—15.
2. Патент на изобретение RU 2696063. Приспособление для определения адгезионной прочности клеполимерных дисперсных самоотвердеющих композитов / Михальченков А.М., Михальченкова М.А., Козарез И.В.
3. Классификация композиционных материалов с позиции перспективы их применения при восстановлении деталей / Я.Ю. Бирюлина, М.А. Михальченкова, Ю.И. Филин, Т.А. Ермакова // Бюллетень научных работ Брянского филиала МИИТ. 2015. № 1 (7). С. 70—73.
4. Патент на изобретение RU 2696065 С1. Конструкция для проведения испытаний на адгезионную прочность дисперснонаполненных композитов на клеевой самоотвердеющей основе // Михальченков А.М., Комогорцев В.Ф., Филин Ю.И. и др. 30.07.2019.
5. Карташова В.В., Баурова Н.И. Изучение антиадгезионных свойств покрытий внутренних поверхностей рабочих органов дорожных машин к воздействию рабочих сред // Грузовик. 2019. № 9. С. 6—8.
6. Ли Р.И., Мироненко А.В. Параметры контакта в роликоподшипнике, восстановленном перспективной полимер-полимерной композицией // Наука в центральной России. 2016. № 6 (24). С. 30—36.





**В.В. Овчинников, д-р техн. наук, М.Ю. Слезко, Д.А. Магай, А.Г. Сбитнев**  
(Московский политехнический университет)  
E-mail: vikov1956@mail.ru

## Структура и свойства поверхностного слоя титановых сплавов после ионной имплантации серебра и ультразвуковой обработки\*

*Рассмотрено влияние ультразвукового воздействия после ионной имплантации титановых сплавов VT1-0 и VT6 серебром на толщину ионно-легированного слоя, распределение серебра по толщине этого слоя и скалярную плотность дислокаций в подповерхностном слое. Установлено, что для сплава VT6 при одинаковых параметрах режима имплантации наблюдается более глубокое проникание ионов серебра по сравнению со сплавом VT1-0. Непосредственно под ионно-легированным слоем формируется слой с увеличенной скалярной плотностью дислокаций. Проведение ультразвуковой обработки имплантированного слоя на исследуемых сплавах способствовало более глубокому прониканию ионов серебра и выравниванию его концентрации по толщине поверхностного слоя титановых сплавов.*

**Ключевые слова:** титановые сплавы, ионная имплантация, ионы серебра, глубина проникания, концентрация внедренной примеси, ультразвуковая обработка.

*The article considers the effect of ultrasonic exposure after the ion implantation of titanium alloys VT1-0 and VT6 silver on the thickness of the ion-legend layer, the distribution of silver by the thickness of this layer and the scalar density of dislocations in the subsurface layer. It has been established that for the alloy VT6 at the same parameters of the implantation regime there is a deeper penetration of silver ions compared to the alloy VT1-0. Directly under the ion-legend layer is formed a layer with an increased rocky density of dislocations. The ultrasonic treatment of the implanted layer on the alloys studied contributed to the deeper penetration of silver ions and the alignment of its concentration by the thickness of the surface layer of titanium alloys.*

**Keywords:** titanium alloys, ion implantation, silver ions, penetration depth, concentration of embedded impurities, ultrasound treatment.

### Введение

Основное назначение биоматериалов при имплантации — управление процессами остеогенеза и создание адекватных анатомических условий для имплантации. Биоматериалы — это материалы, которые призваны улучшить качество и про-

должительность жизни человека путем замены поврежденных участков его организма: отдельных органов и тканей, которые по разным причинам утратили способность выполнять возложенные на них функции [1].

Существует несколько классификаций биоматериалов, одной из них является классификация по способу происхождения. Биоматериалы делятся на материалы природного происхождения (например, растительного происхождения, полученные из ткани), синтетического происхождения (металлы, полимеры, керамика, композиты) и полусинтетического происхождения (полимеры).

Помимо упомянутых материалов в качестве биосовместимых используются металлы, среди

\*Статья подготовлена по результатам выполнения проекта № FZRR-2020-0023/code 0699-2020-0023 на тему "Влияние магнитных полей и ионной имплантации на структуру, химический состав и свойства титановых, алюминиевых сплавов и элементарных полупроводников" при финансовой поддержке Министерства науки и образования Российской Федерации.



которых особое место занимают титановые сплавы. Благодаря исключительно высокому сопротивлению коррозии титан — прекрасный материал для изготовления химической аппаратуры и медицинского инструментария.

Также титан и его сплавы обладают высоким сопротивлением усталости при знакопеременных нагрузках, что очень важно при изготовлении внутрикостных фиксаторов, наружных и внутренних протезов, которые постоянно подвергаются переменным нагрузкам.

Титан и его сплавы относятся к классу биоинертных материалов. Эти материалы практически не взаимодействуют с окружающими тканями, не вызывают образования выраженного фиброзного слоя и стимуляции остеогенеза.

Биоинертные материалы, как правило, имеют на поверхности защитный слой, который препятствует выходу из имплантата ионов и проникновению в него агрессивных молекул из окружающей биологической жидкости.

При всех положительных качествах, титановые сплавы имеют и ряд недостатков, которые ограничивают их использование, особенно в деталях, подверженных трению. В настоящее время остро стоит вопрос о выборе эффективного метода защиты деталей и изделий из титановых сплавов от износа. В процессе эксплуатации их поверхностные и приповерхностные слои наиболее подвержены разрушению, поэтому нанесение на рабочие части деталей защитных и упрочняющих покрытий эффективно и экономически выгодно.

На практике для повышения прочностных характеристик поверхностей широко используются многочисленные и разнообразные методы поверхностной обработки, позволяющие целенаправленно, с учетом действия рабочих нагрузок, конструировать строение поверхности и структуру приповерхностных слоев [2—14].

По методам нанесения можно выделить покрытия внешние и внутренние. Внутренние покрытия характеризуются отсутствием границы раздела, а размеры и масса изделия остаются неизменными. Процесс нанесения внутренних покрытий, в зависимости от метода, приводит к изменению зеренного строения материала, искажению кристаллической решетки, разрушению кристаллической решетки (аморфизация), изменению химического состава и синтезированию новых фаз.

Одним из методов синтеза внутренних покрытий на титановых сплавах является ионная имплантация [2, 12—14]. Ионное модифицирование позволяет повышать эксплуатационные свойства защищаемых деталей путем легирования сплава

основы на глубину от нескольких единиц до десятков микрометров. Ионное модифицирование позволяет изменять структурно-фазовое состояние и физико-химические свойства поверхности обрабатываемого изделия.

Основными параметрами технологического процесса ионного внедрения являются энергия ускоренных ионов  $E$  и флюенс облучения  $D$ .

Наряду с достоинствами, процесс ионной имплантации имеет один существенный недостаток, а именно: малую глубину проникновения ионов в материал мишени. Кроме того, применять данный метод для обработки поверхностей материалов можно только в зоне прямого действия ионного луча.

**Цель работы** — изучение возможности увеличения глубины проникания ионов за счет комбинированной обработки, которая включает ультразвуковое воздействие на мишень из титанового сплава, подвергнутую предварительной имплантации.

### Материалы и методика проведения экспериментов

В качестве объектов исследования служили образцы из титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ6 в виде пластин размером  $20 \times 20 \times 2$  мм, полированных вручную. После полировки образцы подвергали кипячению в растворе изопропилового спирта (ГОСТ 9805—84) и в растворе четыреххлористого углерода в течение 2...5 мин в каждом растворе. Затем образцы сушили в печи в атмосфере аргона при температуре  $150^\circ\text{C}$  в течение 10 мин.

Далее образцы подвергали имплантации ионами серебра в вакууме при давлении  $5,33 \cdot 10^{-3}$  Па при ускоряющем напряжении 45 кВ и плотности ионного тока порядка  $9 \text{ мкА/см}^2$ . Использовали три значения флюенса имплантации:  $10^{17}$ ,  $5 \cdot 10^{17}$  и  $10^{18} \text{ см}^{-2}$ .

Вторую часть образцов после имплантации подвергали обработке методом поверхностного ультразвукового выглаживания на режиме: мощность генератора 200 Вт, амплитуда колебания индентора 10 мкм, сила прижима индентора 75 Н. Подачу детали для УЗО задавали с помощью вертикально-фрезерного станка с ЧПУ.

Помимо пластин из исследуемых сплавов, для экспериментов использовали также полуфабрикат в виде прутков диаметром 25 мм как в крупнозернистом состоянии после традиционной термической обработки, так и после равноканального углового прессования с различной степенью деформации для получения мелкозернистого состояния с различным размером зерна.

В исследовании использовали экспериментальную установку, которая содержала два неза-

висимых источника ионов — ионов газов и ионов металлов. Источник ионов металлов при работе формирует пучок ионов диаметром 100 мкм. Данный тип источника обеспечивает плавную регулировку силы тока в пучке в диапазоне 0,1...1,0 А. Ускоряющее напряжение может поддерживаться в диапазоне 40...50 кВ. В данном источнике дуга горит импульсами с частотой 50 Гц и длительностью импульса ~300 мкс.

Особенности формирования структуры и фазового состава модифицированных слоев исследовали с помощью оптической металлографии и дюротрического анализа на приборе Nano Hardness Tester. Металлографический анализ структуры имплантированных слоев проводили с помощью оптической микроскопии при увеличении от 100 до 500 раз. Применяли оптический металлографический микроскоп Carl Zeiss Axio Observer.

Исследование методом скользящего рентгеновского пучка выполняли на дифрактометрах ДРОН-3,0 в  $\text{Co K}_\alpha$ -излучении и Shimadzu XRD 6000 в  $\text{Cu K}_\alpha$ -излучении, а также D8 Discover (Bruker-AXS, Германия) в геометрии параллельного пучка. Источником рентгеновского излучения являлась рентгеновская трубка с медным анодом (излучение  $\text{Cu K}_\alpha$ ). Режим съемки проводили по схеме  $2\theta-\theta$  и  $2\theta$ . Угол между рентгеновским пучком и плоскостью образца составлял  $2^\circ$ , а угол счетчика менялся от  $10^\circ$  до  $150^\circ$  с шагом  $0,01^\circ$ . Экспериментальные кривые обрабатывали с помощью программы EVA из пакета программ к дифрактометру D8 Discover.

Метод растровой электронной микроскопии (РЭМ) позволяет выполнять количественный морфологический анализ и измерение линейных размеров микрорельефа поверхности твердых структур. В исследованиях применяли электронный микроскоп марки SEM 515 Philips.

Для просвечивающей дифракционной электронной микроскопии использовали электронные микроскопы ЭМ-125К и Tesla RS-540. С помощью просвечивающей микроскопии определяли скалярную плотность дислокаций в имплантированном слое.

Исследование элементного состава твердофазных материалов методом электронной ОЖЭ-спектроскопии (ОЭС) основано на анализе энергетического распределения ОЖЭ-электронов, эмитированных с поверхности вещества в вакууме при его возбуждении электронным пучком. В данном исследовании применяли установку PHI 680 AES фирмы Physical Electronics, которая оснащена высокодисперсным цилиндрическим анализатором

и системой электростатических линз, повышающих локальность выполняемого анализа.

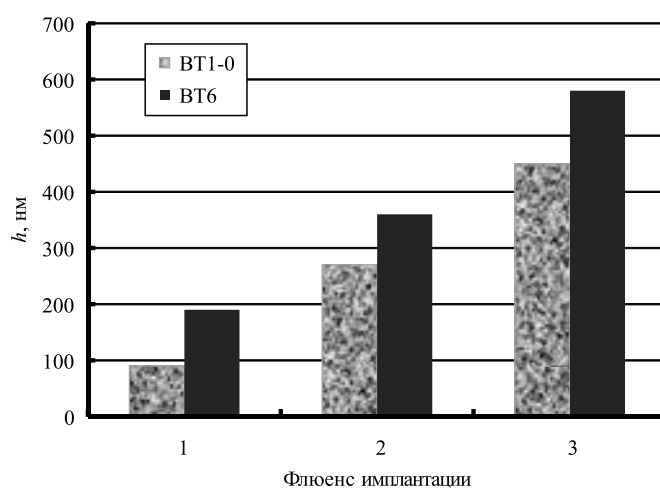
Профили распределения исследовали также методом вторичной ионной масс-спектрометрии на установке Physical Electronics PHI-6600 SIMS System.

### Результаты экспериментов и их обсуждение

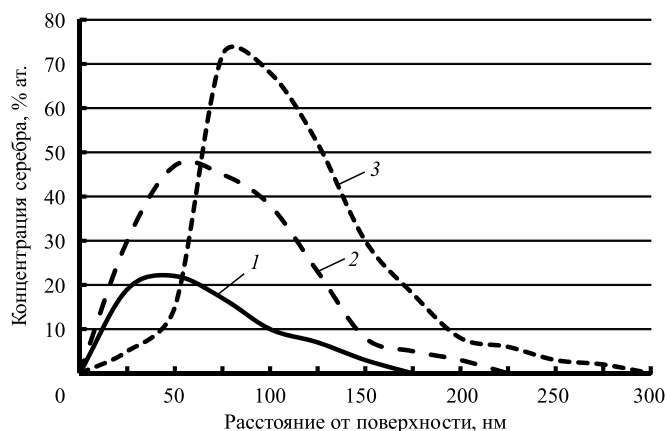
Результаты, полученные ВИМС, показывают, что при имплантации с флюенсом  $10^{17} \text{ см}^{-2}$  глубина внедрения в поверхность мишени ионов меди и железа составляет 180...220 нм (рис. 1).

Увеличение флюенса имплантации серебра сопровождается ростом толщины ионно-легированного слоя как для сплава ВТ1-0, так и для сплава ВТ6. Для сплава ВТ6 при всех значениях флюенса имплантации ионов серебра наблюдается большая толщина ионно-легированного слоя примерно на 25...28 %, чем для сплава ВТ1-0.

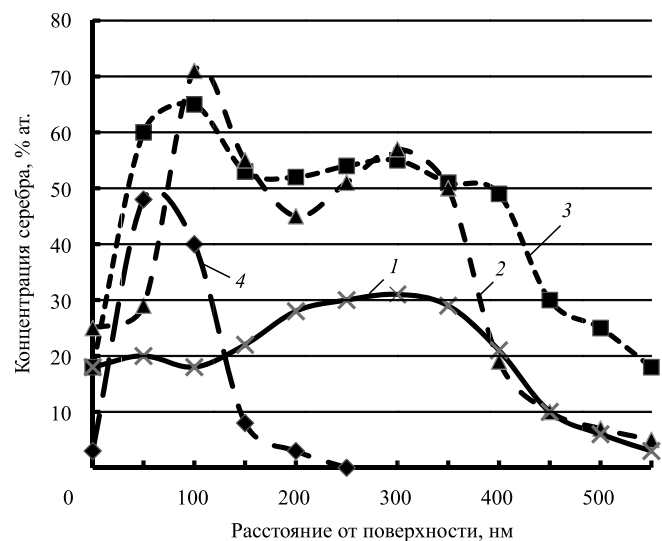
По-видимому, такое различие в толщине ионно-легированного слоя между исследуемыми титановыми сплавами объясняется наличием большей протяженности границ зерен в сплаве ВТ6. Поэтому во второй серии экспериментов имплантации с различным флюенсом были подвергнуты образцы сплава ВТ1-0 со средним размером зерна 185 мкм. После этого при флюенсе  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  имплантации подвергли образцы с различным средним размером зерна. Полученные результаты приведены на рис. 2. С увеличением флюенса имплантации отмечается увеличение максимальной



**Рис. 1.** Влияние флюенса имплантации серебра на толщину ионно-легированного слоя  $h$  сплавов ВТ1-0 и ВТ6: 1 —  $10^{17} \text{ см}^{-2}$ ; 2 —  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ; 3 —  $10^{18} \text{ см}^{-2}$ ; средний размер зерна в сплаве ВТ1-0 — 185 мкм, в сплаве ВТ6 — 127 мкм



**Рис. 2.** Концентрационные профили серебра в ионно-легированном слое сплава ВТ1-0 при флюенсе облучения: 1 —  $10^{17}$  см<sup>-2</sup>; 2 —  $5 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>; 3 —  $10^{18}$  см<sup>-2</sup>



**Рис. 3.** Концентрационные ОЖЭ-спектры легирующего элемента — серебра в поверхностных слоях сплава ВТ1-0 с различными средними размерами зерен (доза имплантации  $5 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>): 1 — 0,71 мкм; 2 — 1,52 мкм; 3 — 18,2 мкм; 4 — 185 мкм

концентрации ионов серебра в ионно-легированном слое, с одной стороны, а с другой — смещение положения указанного пика концентрации вглубь мишени.

Согласно данным ОЖЭ-спектроскопии (рис. 3), в ионно-легированном слое сплава ВТ1-0 с ультрамелкодисперсной структурой (средний размер зерна 0,71 мкм) максимальная концентрация внедренной примеси составляет порядка 30 % ат., при этом толщина всего ионно-легированного слоя не превышает 600 нм.

При имплантации серебра в мишень со средним размером зерна 1,52 мкм наблюдается значительное повышение концентрации внедренной

примеси до 72 % ат. при незначительном увеличении толщины легированного слоя ~ 720...750 нм.

В случае имплантации серебра в титановый сплав ВТ1-0 со средним размером зерна 18,2 мкм толщина ионно-легированного слоя составляет 820...870 нм с концентрацией внедренной примеси серебра 62...65 % ат.

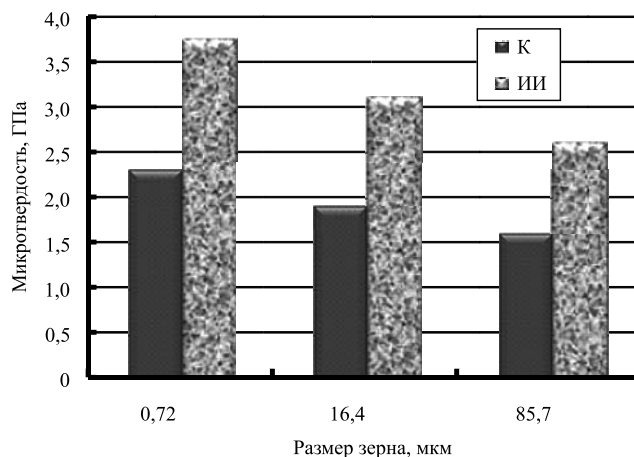
Во всех имплантированных слоях основной и преобладающей фазой (до 90...95 % объема материала) остается  $\alpha$ -Ti. Фаза  $\alpha$ -Ti обладает ГПУ кристаллической решеткой.

В образцах ультрамелкозернистого титана ВТ1-0 матричные зерна  $\alpha$ -Ti имеют анизотропную форму, обусловленную способом обработки образца.

Аналогичная картина наблюдалась и для сплава ВТ6. Поэтому на основании установленных зависимостей можно констатировать, что закономерности проникания ионов серебра в титановые сплавы ВТ1-0 и ВТ6 при имплантации носят общий характер. Глубина проникания для сплава ВТ6 несколько выше, чем для сплава ВТ1-0, что объясняется наличием более протяженных границ зерен и вероятным прониканием имплантируемой примеси серебра именно по границам зерен.

При одинаковых условиях имплантации наибольшая глубина проникания ионов серебра в мишень из титанового сплава ВТ1-0 наблюдается при исходном среднем размере зерна сплава в диапазоне 1,52...18,2 мкм.

Результаты исследования показали, что с уменьшением размера зерна, т. е. с увеличением плотности границ в сплаве ВТ6, происходит увеличение микротвердости исходного сплава (рис. 4).



**Рис. 4.** Микротвердость образцов сплава ВТ6 с различными размерами зерен необработанного контрольного образца (К) и образца после имплантации ионами серебра (ИИ) с флюенсом  $5 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>

Выполненные измерения показали, что микротвердость сплава ВТ6 имеет максимальные значения для образцов с ультрамелкозернистой структурой (средний размер зерна 0,72 мкм). Для образцов сплава ВТ6 с исходным размером зерна 85,7 мкм значения микротвердости наименьшие.

Полученные результаты хорошо согласуются с результатами экспериментов по упрочнению сплава ВТ6. На уровне средних размеров зерен (менее 1 мкм) большую роль начинает играть вклад в микротвердость высокой концентрации границ зерен. В этом случае дефектная структура границ зерен становится преобладающим фактором.

После ионной имплантации наблюдается существенное увеличение микротвердости, причем наибольшее относительное увеличение наблюдается для образцов сплава ВТ6 со средним размером зерна 85,7 мкм. Такое увеличение микротвердости имплантированных образцов сплава ВТ6 связано с упрочнением за счет формирования нанокристаллических фаз в объеме матричных зерен титана. Дополнительная стабилизация структуры сплава ВТ6 с микрозернистой структурой происходит путем закрепления границ зерен и их стыков интерметаллидными фазами. Это приводит к значительному упрочнению сплава и росту значений микротвердости.

Дальнейшие исследования, результаты которых излагаются в статье, будут построены на сравнении влияния ультразвуковой обработки [3–11], выполняемой после ионной имплантации, на строение поверхностного слоя титановых сплавов ВТ6 и ВТ1-0.

В табл. 1 представлены результаты определения параметров структуры и химического состава ионно-легированного слоя в зависимости от

применяемой обработки поверхности мишени из сплавов ВТ6 и ВТ1-0.

Ультразвуковая обработка после ионной имплантации существенно стимулирует увеличение толщины ионно-легированного слоя сплава ВТ6 до 590...640 нм. По-видимому, под влиянием УЗО интенсифицируется направленная диффузия внедренной примеси серебра в поле возрастающих сжимающих напряжений, которые возникают при ультразвуковой обработке имплантированной мишени.

Исследование влияния ультразвуковой обработки на толщину подслоя с наведенной дислокационной структурой, расположенного непосредственно под ионно-легированным слоем мишени, показало, что УЗО после имплантации приводит к формированию подслоя одинаковой толщины 33...42 мкм (для сплава ВТ6) [14].

Сравнение толщины подслоя в случае обработки мишени УЗО с вариантом только ионной имплантацией атомов серебра показывает, что при комбинированной обработке толщина подслоя с наведенной дислокационной структурой возросла в 5,3...5,8 раза.

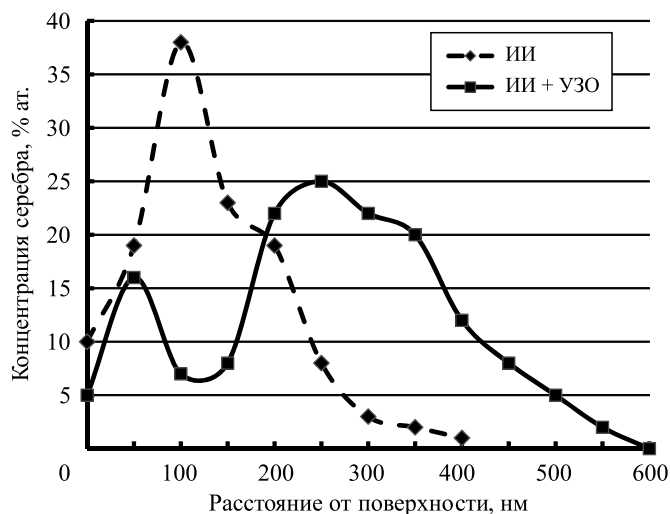
В случае имплантации мишени из сплава ВТ6 потоком ионов серебра с флюенсом  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  в ионно-легированном слое максимум концентрации внедренной примеси находится на уровне 35 % ат.

Ультразвуковая обработка, осуществляемая после ионной имплантации, приводит к снижению максимальной концентрации внедренной примеси серебра в ионно-легированном слое до 26 %. Это можно объяснить диффузией внедренных примесей вглубь мишени под действием упругих волн, создаваемых ультразвуковыми колебаниями в поверхностном слое титановой мишени.

Таблица 1

Параметры ионно-легированных слоев сплавов ВТ6 и ВТ1-0

Параметр	Сплав ВТ1-0		Сплав ВТ6	
	ИИ	ИИ + УЗО	ИИ	ИИ + УЗО
Толщина ионно-легированного слоя $h$ , нм	220	420	370	630
Максимальная концентрация серебра в ионно-легированном слое $C_{\text{Ag}}$ , % ат.	42	28	35	26
Расстояние расположения пика максимальной концентрации серебра от поверхности мишени, нм	50...70	150...180	90...100	250...280
Толщина подслоя с наведенной дислокационной структурой $H$ , мкм	3	22	7	38
Скалярная плотность дислокаций в подслое, $\text{см}^{-2}$	$1,7 \cdot 10^{10}$	$1,1 \cdot 10^{11}$	$9,4 \cdot 10^{10}$	$2,1 \cdot 10^{11}$
Примечание. Приведены данные для флюенса имплантации серебра $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ .				



**Рис. 5. Концентрационные ОЖЭ-спектры меди в ионно-легированном слое титанового сплава ВТ6:** ИИ — ионная имплантация с флюенсом  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ; ИИ + УЗО — ионная имплантация с последующей ультразвуковой обработкой

Концентрационные ОЖЭ-спектры серебра в ионно-легированном слое после различных вариантов обработки подтвердили полученные выше данные (рис. 5).

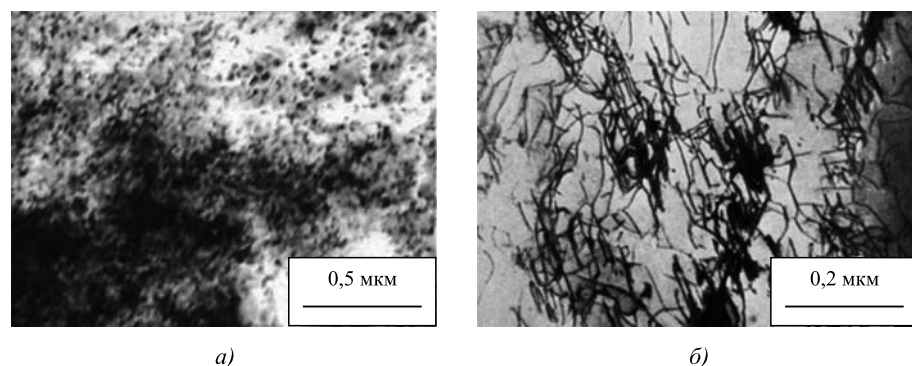
Применение ультразвуковой обработки после ионной имплантации способствует более глубокому проникновению внедренной примеси вглубь мишени и увеличению толщины ионно-легированного слоя до 550...600 нм. Установлено наличие двух пиков концентрации серебра. Один на уровне 50 нм, по величине соответствующий 15 % ат. Второй пик концентрации внедренной примеси серебра составляет 23...25 % ат. и расположен на уровне 250 нм от поверхности мишени.

Исследования дислокационной структуры приповерхностного слоя сплава ВТ6 после имплантации ионами серебра (рис. 6), выполненные на электронном микроскопе, показали, что на глубине, превышающей пробег ионов, наблюдается неоднородное распределение дислокаций. Встречаются длинные прямолинейные дислокации со следами скольжения, а также дислокационные петли, по-видимому, вакансионного происхождения. Скалярная плотность дислокаций в подслое после ионной имплантации составила  $9,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

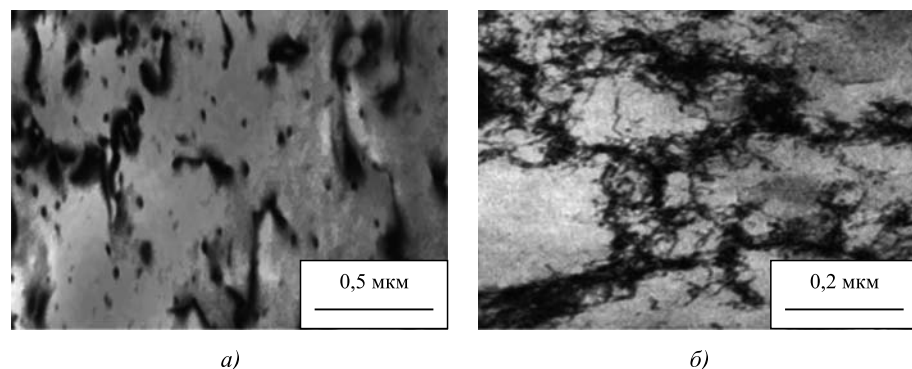
Ультразвуковая обработка после ионной имплантации приводит к такому же распылению поверхности мишени, как и при ионной имплантации (рис. 7, а). При этом в подслое наблюдается формирование дислокационных субструктур в виде петель, ячеек и клубков (рис. 7, б). Скалярная плотность дислокаций на глубине 10...15 мкм от поверхности составила  $2,1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ .

Были проведены два вида испытаний обработанных образцов в условиях сухого трения. В первом случае испытания по схеме "палец—диск" проводили на высокотемпературном трибометре CSM-Instruments SA ТНТ. Режим испытания: нагрузка — 1 Н, скорость — 0,5 м/мин, расстояние — 4,0 км.

Испытания на адгезионное трение проводили по схеме "шарик—диск".



**Рис. 6. Распыление поверхности мишени из сплава ВТ6 (а) и дислокационная структура подслоя (б) на глубине 10...15 мкм после имплантации серебра с флюенсом  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$**



**Рис. 7. Распыление поверхности мишени из сплава ВТ6 (а) и дислокационная структура подслоя (б) на глубине 10...15 мкм после имплантации серебра с флюенсом  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и последующей ультразвуковой обработки**

Трибологические характеристики образцов титанового сплава ВТ6 после различных вариантов обработки поверхности

Характеристика	Вид обработки поверхности			Режим нагружения*	
	К	ИИ	ИИ + УЗО	$q$ , МПа	$v$ , м/с
Массовый износ $Q$ , мг	18,6	13,9	8,7	6	1,02
Интенсивность изнашивания $I \cdot 10^6$ , г/м	63,2	16,7	3,8	6	1,02
Температура трения $T$ , °С	158	122	80	6	1,55
Коэффициент трения	0,45	0,29	0,21	6	1,02

\*Трение без смазочного материала.  
Обозначения: К — контрольный образец (поверхность без обработки);  $q$  — давление образца на контртело;  $v$  — скорость перемещения образца относительно контртела.

В качестве контртела использовали шарики из конструкционной подшипниковой стали ШХ15 диаметром 6,0 мм с 62 HRC, а в качестве исследуемого образца — диск из титанового сплава ВТ6 диаметром 50 мм.

Оценка коэффициента трения при различных вариантах обработки поверхности титанового сплава ВТ6 показала следующие результаты. Коэффициент трения образца сплава ВТ6 в исходном состоянии и диска из стали У9 составил 0,53...0,55 для применяемых режимов проведения испытаний. Имплантация поверхности мише-

ни из сплава ВТ6 ионами серебра с флюенсом  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  позволяет уменьшить коэффициент трения до 0,22...0,24.

В случае обработки в последовательности ИИ + УЗО коэффициент трения увеличивается до 0,17...0,18.

На рис. 8 приведены зависимости износа  $Q$  от времени испытания в период приработки и в установившемся режиме для всех исследуемых вариантов обработки поверхности титанового сплава ВТ6.

На основе анализа приведенных кривых износа можно отметить следующее. Прежде всего, для образцов титанового сплава ВТ6, подвергнутых имплантации и ультразвуковой обработке, характерно малое по сравнению с образцами в исходном состоянии время приработки и достаточно быстрый выход на режим установившегося изнашивания.

Практически выйти на режим катастрофического изнашивания при нагрузке 1 Н и скоростях 0,5 м/мин не удалось. Из рис. 8 следует, что наиболее низкий износ отмечается у образцов, обработанных ИИ + УЗО.

В табл. 2 приведены трибологические характеристики образцов титанового сплава ВТ6 при различных видах обработки поверхности. При обработке поверхности титанового сплава ВТ6 комплексным методом, включающим УЗО и ионную имплантацию, наблюдаются наиболее благоприятные сочетания триботехнических свойств. При этом обработка по схеме ИИ + УЗО обеспечивает наиболее низкую интенсивность изнашивания.

Разумеется, границы этих значений весьма условны, так как они зависят от целого ряда факторов: материалов контактирующих пар, температуры, условий трения и т.п. Но, тем не менее,

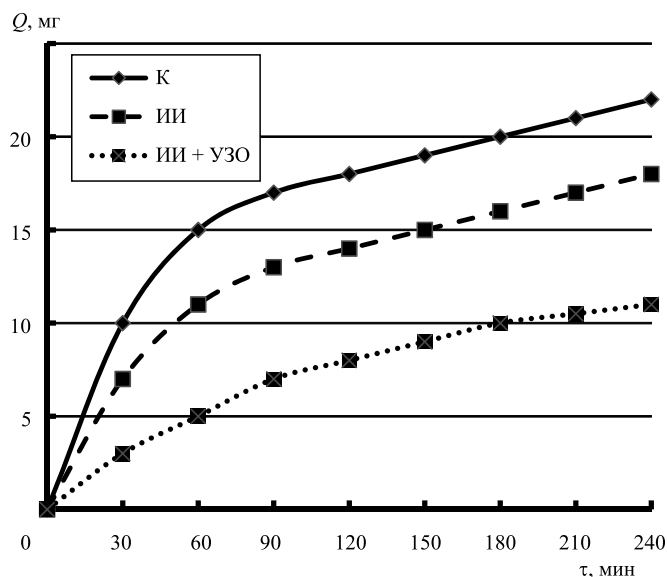


Рис. 8. Зависимость весового износа  $Q$  образцов сплава ВТ6 от времени испытаний:

К — контрольный (необработанный) образец; ИИ — ионная имплантация серебра с флюенсом  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ; ИИ + УЗО — ионная имплантация с последующей ультразвуковой обработкой

это деление дает достаточно ясное представление о характере процесса трения и износа в определенных скоростных, силовых интервалах.

### Выводы

1. Показано, что глубина проникания ионов серебра при имплантации, помимо параметров режима самой имплантации, во многом определяется средним размером зерна мишени. Для сплавов VT1-0 и VT6 наибольшая глубина проникания ионов (толщина ионно-легированного слоя) при одинаковых параметрах режима имплантации наблюдалась при среднем размере зерна облучаемого сплава в диапазоне 1,52...18,2 мкм.

2. Установлено, что с уменьшением размера зерна, т.е. с увеличением плотности границ в сплавах VT1-0 и VT6, происходит увеличение микротвердости сплава как в исходном состоянии, так и после имплантации.

3. Результаты исследований изменения дислокационной структуры мишени в подслое, который расположен непосредственно под ионно-легированным слоем, показали, что ионная имплантация серебра вызывает эволюцию дислокационной структуры сплавов VT1-0 и VT6. Наряду с повышением скалярной плотности дислокаций наблюдается изменение характера дислокационных структур по мере углубления в мишень от ионно-легированного слоя с формированием дислокационных петель и клубков.

4. Показано, что вариант наложения ультразвукового воздействия на уже имплантированную серебром поверхность сплавов VT1-0 и VT6 характеризуется наименьшей интенсивностью изнашивания при трении без смазки и низкими значениями коэффициента трения.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Kulinets I.** Biomaterials and their applications in medicine // Regulatory Affairs for Biomaterials and Medical Device. Brookline: Woodhead Publishing, 2015. P. 1–10.

2. **Семендеева О.В., Учеваткина Н.В., Овчинников В.В.** Модификация поверхности деталей из титановых сплавов методом ионной имплантации // Известия МГИУ. 2010. № 3. С. 21–27.

3. **Ультразвуковая** обработка металлов / В.П. Северденко и др. Минск: Наука и техника, 1996. 246 с.

4. **Brehl D.E., Dow T.A.** Review of vibration-assisted machining // Precision Engineering. 2008. Vol. 32. No. 3. P. 153–172.

5. **Malaki M., Ding H.** A review of ultrasonic peening treatment // Materials and Design. 2015. Vol. 87. P. 1072–1086.

6. **Lu K., Lu J.** Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // Materials science and engineering. 2004. Vol. 375–377. P. 38–45.

7. **Холопов Ю.В.** Безабразивная ультразвуковая финишная обработка металлов — технология XXI века // Металлообработка. 2002. № 4. С. 46–48.

8. **Благовещенский В.В., Тяпунина Н.А.** Накопление дислокаций в кристаллах под действием ультразвука. Ч. I. Возможные механизмы размножения дислокаций под действием ультразвука // Материаловедение. 2001. № 8. С. 2–7.

9. **О возможной роли** дефектов кристаллического строения в механизмах нанофрагментации зеренной структуры при интенсивной холодной пластической деформации металлов и сплавов / А.И. Лотков и др. / Физическая мезомеханика. 2007. Т. 10. № 3. С. 67–79.

10. **Ультразвуковая** обработка конструкционных материалов / под ред. А.В. Панина / Томск: Издательский дом ТГУ, 2016. 172 с.

11. **Фарбер В.М.** Вклад диффузионных процессов в структурообразование при интенсивной холодной пластической деформации металлов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 8. С. 3–12.

12. **Комбинированная** технология повышения износостойкости деталей из титанового сплава VT6 на основе ионной имплантации / В.В. Овчинников и др. Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 6. С. 15–22.

13. **Stressed State** of the Surface Layer of VT6 Titanium Alloy after Copper and Lead Ion Implantation / V.V. Ovchinnikov et al. Indian Journal of Science and Technology. 2015. Vol. 8 (36). P. 1–6.

14. **Остаточные напряжения** в поверхностном слое титанового сплава VT6 после ионной имплантации с большой дозой / В.В. Овчинников и др. Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 6. С. 27–33.



## Памяти Хариса Магсумановича Рахимянова

(08.06.1951 — 02.12.2020)

2 декабря 2020 г. ушел из жизни Харис Магсуманович Рахимянов, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии машиностроения, член-корреспондент Сибирского отделения Академии наук высшей школы, почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации.

Харис Магсуманович родился 08 июня 1951 г. в городе Пермь. В 1973 г. с отличием окончил Новосибирский электротехнический институт по специальности «Технология машиностроения, металлорежущие станки и инструменты». Начал трудовую деятельность в 1973 г. инженером-технологом на Новосибирском заводе «Тяжстанко-гидропресс».

В 1974 г. поступил в аспирантуру Новосибирского электротехнического института и прошел путь от ассистента до заведующего кафедрой технологии машиностроения. Проработав в университете более 46 лет, подготовил 1 доктора и 9 кандидатов технических наук, является автором более 250 научных публикаций, в числе которых 2 монографии, 3 учебника, 10 авторских свидетельств и патентов.

В Новосибирском государственном техническом университете под руководством Хариса Магсумановича был организован центр электрофизических технологий, осуществляющий научно-инновационную деятельность в области лазерных, плазменных, электрохимических, ультразвуковых технологий. Научно-технические разработки, выполненные под его руководством, внедрены в производство на предприятиях Уральского и Сибирского регионов.

Многолетняя плодотворная научная и педагогическая деятельность, вклад в подготовку высококвалифицированных специалистов Хариса Магсумановича Рахимянова отмечены почетными грамотами Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, Губернатора Новосибирской области, Мэрии города Новосибирска.

Харис Магсуманович обладал исключительным обаянием, был легким в общении, с прекрасным чувством юмора, мгновенно располагал к себе людей, дарил каждому заряд позитивной энергии, был чутким, проницательным, мог поддержать в сложные моменты и дарил уверенность, оптимизм и положительный настрой.

Глубоко скорбим вместе с родными, близкими, коллегами и учениками Хариса Магсумановича, разделяя горечь постигшей всех невосполнимой утраты.

*Редакционный совет и редакция журнала «Упрочняющие технологии и покрытия».*

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

**E-mail: [utp@mashin.ru](mailto:utp@mashin.ru)**

**Web-site: [www.mashin.ru](http://www.mashin.ru)**

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.

Технический редактор *Копова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 16.02.2021 г. Подписано в печать 06.04.2021 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Авансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)