

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 17  
2021  
№ 11 (203)  
ноябрь

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.  
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

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" 39269) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
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.

## СОДЕРЖАНИЕ

➔	<b>ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ</b>	
	Панков В.П., Румянцев С.В., Ковалев В.Д. Теплозащитные покрытия лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей .....	483
➔	<b>МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА</b>	
	Лебедев В.А., Белозеров М.А., Мазовка А.Ю. Обеспечение точности деталей летательных аппаратов методом ВиСО .....	491
	Мокрицкий Б.Я., Мокрицкая Е.Б. Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 3. Обработка заготовок деталей, упрочненных наплавками высокой твердости .....	495
➔	<b>ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА</b>	
	Лысых С.А., Корнопольцев В.Н., Мишигдоржийн У.Л., Хараев Ю.П., Дашеев Д.Э. Исследование варьирования размеров образцов из стали 5ХНМ при термодиффузионном насыщении порошковыми смесями, содержащими бор и медь .....	498
	Смоленцев В.П., Поташникова Н.С., Ненахов Н.Н. Расчет и обоснование режимов электроабразивной чистовой обработки многогранных каналов .....	503
➔	<b>ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ</b>	
	Чижик С.А., Акулович Л.М., Хейфец М.Л., Клименко С.А., Лавриненко В.И., Майборода В.С., Дикусар А.И., Ивашку С., Казак Н. Комбинированный способ упрочнения и финишной абразивной обработки поверхностей деталей в магнитном поле .....	509
➔	<b>УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ</b>	
	Каменова А.Л., Кичигин В.И., Бублик Н.В. Электрохимическое поведение покрытий AlN, MAIN на различных подложках в 3%-ном растворе NaCl .....	520

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 17  
2021  
№ 11 (203)  
November

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. BEZYAZHCHNYI

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

**Edition:**

A.V. ORLOVA  
S.V. CHERNY

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Pankov V.P., Rumyantsev S.V., Kovalev V.D.** Thermal protection coatings of turbine blades of aviation gas turbine engines ..... 483



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

**Lebedev V.A., Belozero M.A., Mazovka A.Yu.** Ensuring the accuracy of aircraft parts by the VST method ..... 491

**Mokritsky B.Ya., Mokritskaya E.B.** Blade processing of hardened materials (in parts). Part 3. Processing of workpieces of parts hardened by high-hardness surfacing ..... 495



### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

**Lysykh S.A., Kornopol'tsev V.N., Mishigdorzhyn U.L., Kharaev Yu.P., Dashev D.E.** Investigation of the variation in the size of samples made of 5CNM steel under thermal diffusion saturation with powder mixtures containing boron and copper ..... 498

**Smolentsev V.P., Potashnikova N.S., Nenakhov N.N.** Calculation and justification of modes of electroabrasive finishing of polyhedral channels ..... 503



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Chizhik S.A., Akulovich L.M., Kheifetz M.L., Klimenko S.A., Lavrinenko V.I., Mayboroda V.S., Dikusar A.I., Ivascu S., Kazak N.** Combined method of hardening and finishing abrasive treatment of parts surfaces in magnetic field ..... 509



### STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

**Kameneva A.L., Kichigin V.I., Bublik N.V.** Electrochemical behavior of coatings AlN, MAIN on different substrates in 3 % NaCl solution ..... 520

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.: (499) 269-52-98, 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



**В.П. Панков**, канд. техн. наук, **С.В. Румянцев**  
(Краснодарское высшее военное авиационное училище летчиков имени героя Советского Союза А.К. Серова),  
**В.Д. Ковалев**, д-р техн. наук  
(ОАО "Электроавтоматика", г. Ставрополь)  
E-mail: pankovvp61@list.ru

## Теплозащитные покрытия лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей

*Исследованы жаропрочные сплавы, жаростойкие и теплозащитные покрытия. Описаны микроструктура плазменных и диффузионных покрытий лопаток турбин и их изменения в процессе эксплуатации газотурбинного двигателя (ГТД). Проведены исследования многослойного теплозащитного покрытия лопаток турбин авиационных ГТД и обоснованы требования к составу, структуре, долговечности его составляющих — сплаву, термобарьерному слою, связующему покрытию, термически выросшему оксиду, керамическому поверхностному покрытию. В результате испытаний подтверждены характеристики разработанного покрытия и преимущества по отношению к серийным покрытиям лопаток турбин ГТД.*

**Ключевые слова:** газотурбинный двигатель, жаропрочный сплав, лопатка турбины, окисление, хромоалитирование, покрытие, микроструктура, термоусталостные трещины, термобарьерный слой, связующее покрытие, остаточные напряжения, температурный коэффициент линейного расширения, долговечность.

*Heat-resistant alloys, heat-resistant and heat-protective coatings are studied. The microstructure of plasma and diffusion coatings of turbine blades and their changes in the process of gas-turbine engine operation are described. Investigations of multilayer heat-protective coating of aircraft GTE turbine blades have been carried out and requirements to composition, structure, durability of its components — alloy, thermal barrier layer, binder coating, thermally grown oxide, ceramic surface coating — have been substantiated. As a result of the tests the characteristics of the developed coating and advantages in relation to serial coatings of GTE turbine blades have been confirmed.*

**Keywords:** gas-turbine engine, heat-resistant alloy, turbine blade, oxidation, chromoalting, coating, microstructure, thermo-fatigue cracks, thermal barrier layer, bonding coating, residual stresses, thermal coefficient of linear expansion, durability.

Для изготовления деталей газовых турбин, работающих в условиях воздействия высокотемпературного газового потока (рис. 1, см. обложку), широко применяются жаропрочные сплавы на основе никеля. Чем выше температура эксплуатации таких сплавов, тем сильнее, при недостаточной жаростойкости, снижается срок их службы [1]. Для обеспечения сопротивляемости окислению на жаропрочные сплавы наносят специальные покрытия.

Покрытие наружной поверхности лопатки турбины — СДП-2 + ВСДП-16; структура ( $\beta + \gamma$ ) — твердый раствор на основе никеля, отличающийся хорошей технологичностью. Однако покрытия, по-

лученные плазменным методом и методом катодного распыления, отличаются высокой пористостью, значительными внутренними напряжениями, невысокими жаростойкостью и долговечностью.

Внутренняя поверхность лопатки — хромоалитированный слой — фаза NiAl, обедненная алюминием, в которой распределены частицы  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al,  $\alpha$ Cr и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — во внутренней зоне, частицы TiC, VC, M<sub>6</sub>C, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> — на границе между зонами и во внутренней зоне [2].

В процессе эксплуатации ГТД происходит исчерпание защитных свойств и накопление различных дефектов как в жаростойких покрытиях,

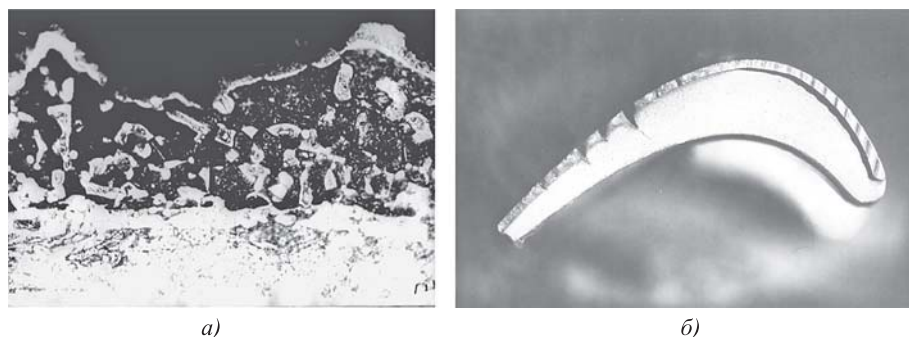


Рис. 2. Окисление покрытий (а) и термоусталостные трещины лопаток турбин (б)

— в твердом растворе и на поверхности раздела  $\gamma/\gamma'$ -фаз заметно повышается плотность дислокаций. По границам зерен образуется каркас из карбидных частиц, окруженных практически сплошным слоем  $\gamma'$ -фазы. В подповерхностных зонах и междендритных областях развивается субмикроскопическая пористость (рис. 3, в);

— в результате карбидных реакций изменяется морфология карбидной фазы. Происходит дополнительное выделение карбидов по границе зерен (рис. 4, а, б) [4, 5].

так и в сплавах лопаток турбин. Основной вклад в исчерпание защитных свойств жаростойких покрытий вносит уменьшение количества алюминия в результате его окисления, скола оксидной пленки  $Al_2O_3$ , диффузии никеля из подложки в покрытие и диффузии алюминия из покрытия в подложку. За счет обеднения слоя алюминия возможно возникновение термоусталостных трещин и интенсивное окисление матрицы (рис. 2).

При эксплуатации в материале лопаток под воздействием высокой температуры и напряжений накапливаются структурные изменения, которые снижают его жаропрочность [3]:

— частицы  $\gamma'$ -фазы укрупняются и вытягиваются в направлении, перпендикулярном к действиям напряжений (рис. 3, а);

— исходная  $\gamma'$ -фаза расслаивается на две фракции, по-разному обогащенные  $\gamma'$ -образующими элементами (Ti, Nb, Al, V), что приводит к химической неоднородности сплава и последующему повышению температуры полного растворения его  $\gamma'$ -фазы (рис. 3, б);

Термоусталостные трещины из покрытия легко переходят в сплав лопатки и разрушают ее.

Важнейшее значение для обеспечения необходимой долговечности лопаток турбин авиационных ГТД имеет сохранение как высокой жаропрочности материала лопаток, так и высокой жаростойкости применяемых покрытий с минимальным отрицательным воздействием их на материал основы и механические свойства жаропрочного сплава.

Применение теплозащитных покрытий (ТЗП) позволяет существенно понизить термические напряжения на охлаждаемых лопатках, увеличить их долговечность, повысить температуру газа перед турбиной.

Разработанное ТЗП, нанесенное на лопатку турбины ГТД, состоит из слоев, каждый из которых имеет заметно отличающиеся физические, тепловые и механические свойства, создавая по существу комплексную структуру покрытия (рис. 5).

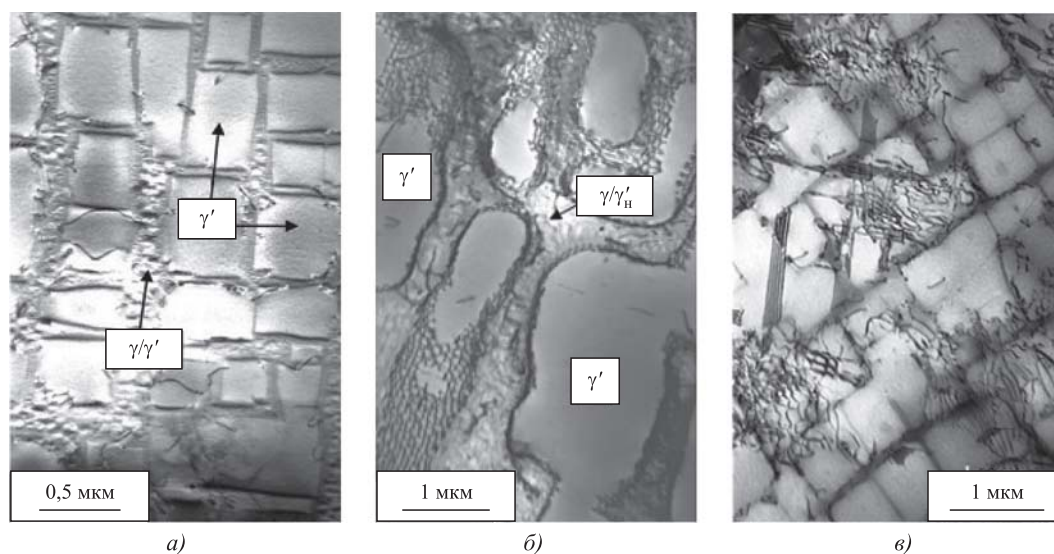


Рис. 3. Структурные изменения в материале лопаток в процессе эксплуатации

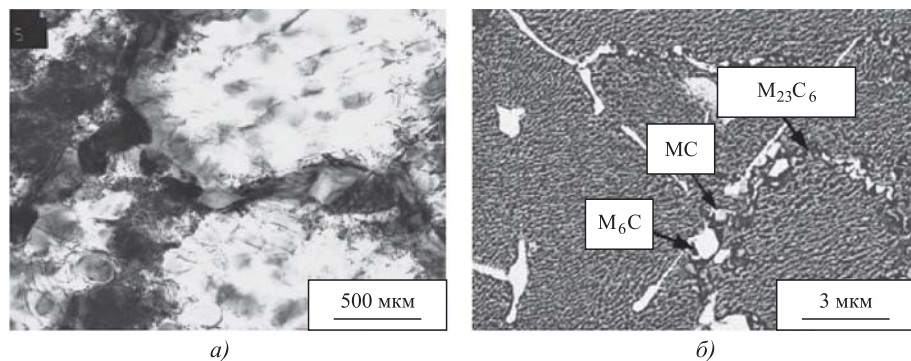


Рис. 4. Светлопольное изображение (а) и характеристика карбидов на границе зерна (б)

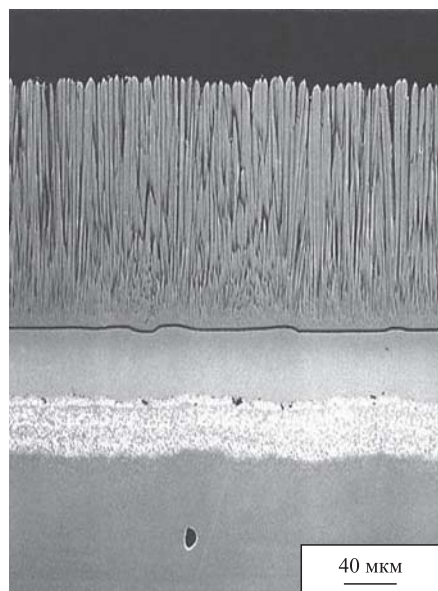


Рис. 5. Теплозащитное покрытие лопаток турбин ГТД

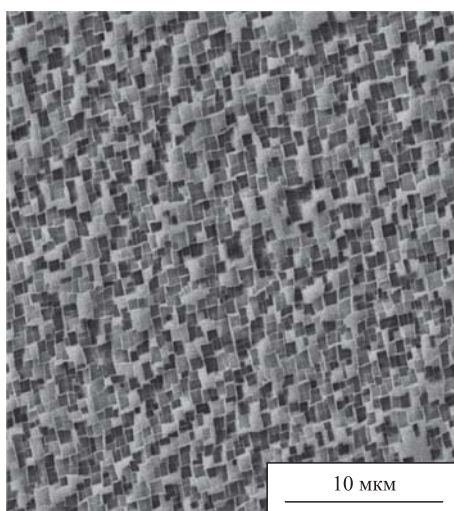


Рис. 6. Вид  $\gamma'$ -фазы сплава ЖС32ВСНК после термической обработки ( $\times 10\ 000$ )

Пять слоев в современной системе ТЗП созданы из различных материалов со специфическими свойствами и функциями:

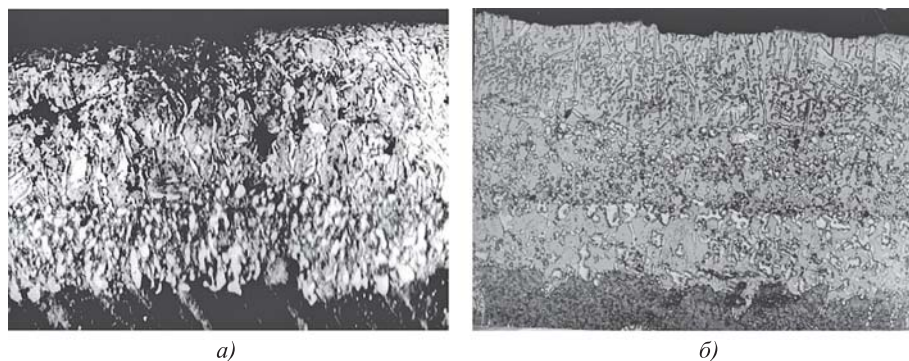
- основной сплав (непосредственно материал лопатки);
- термобарьерный слой;
- связующее покрытие;
- термически выращенный оксид (ТГО);
- керамическое поверхностное покрытие.

Основной сплав — ЖС32ВСНК — жаропрочный никелевый ренийсодержащий сплав с интерметаллидно-карбидным упрочнением. Материал лопатки охлаждается воздухом изнутри или через внутренние полые каналы, таким образом устанавливая температурный градиент поперек стенки изделия. Изделие из сплава в монокристаллических или поликристаллических формах содержит до 20 дополнительных элементов, которые добавляются для улучшения различ-

ных характеристик, таких как жаростойкость, пластичность, стойкость против окисления, стойкость к горячей коррозии, а также литейные свойства. Вследствие неравновесных условий направленной кристаллизации, приводящей к сегрегации легирующих элементов в пределах дендритных ячеек, монокристаллические отливки из сплава ЖС32 характеризуются значительной химической и структурной неоднородностью [5, 6]. В монокристаллических отливках из сплава ЖС32 размер и форма упрочняющих частиц  $\gamma'$ -фазы значительно различаются в дендритах и междендритных областях; в последних частицы  $\gamma'$ -фазы значительно крупнее, чем в осях дендритов. В междендритных участках монокристалла залегают выделения неравновесной эвтектики  $\gamma' + \gamma$  (или перитектической  $\gamma'$ -фазы) в количестве до 5 % об. Применение высокотемпературной гомогенизирующей термической обработки позволяет в значительной степени устранить дендритную сегрегацию легирующих элементов и сформировать равномерную периодичную микроструктуру материала турбинных лопаток, обеспечивающую их длительную работоспособность (рис. 6).

Однако устранить полностью сегрегацию одного из основных легирующих элементов — рения не удастся из-за его низкой диффузионной подвижности [5]. В состав карбидов входят в основном ниобий, тантал и хром с небольшими добавками вольфрама, молибдена и рения. При этом соотношение легирующих элементов в карбидных частицах изменяется в зависимости от их морфологии и размера.

Термобарьерный слой состава NiAlCrWTaYSiHf служит для снижения диффузионного обмена между покрытием и сплавом в комбинированном покрытии толщиной 20...30 мкм. Связующее покрытие — устойчивый против окисления металлический слой NiCrAlY толщиной 75...80 мкм, он по существу определяет адгезию ТЗП. Покрытие получено путем хромоалити-



**Рис. 7. Микроструктура покрытия после хромоалитирования (а) и термовакуумной обработки (б):**

внешняя зона — NiAl и Ni<sub>3</sub>Al, внутренняя зона — NiAl, карбиды типа Me<sub>6</sub>C, MeC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и продолговатые включения μ-фазы (×450)

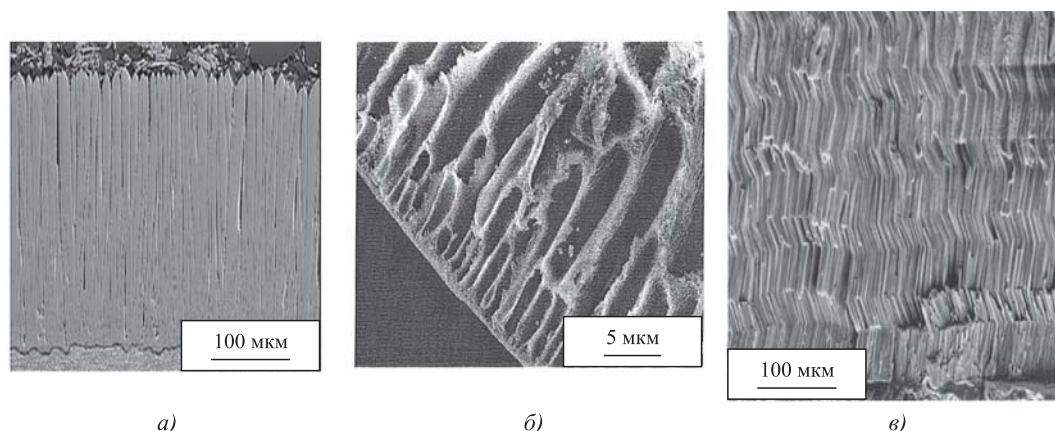
рования в вакууме и после термообработки имеет структуру (β + γ')-фаза (рис. 7) [7, 8].

При пиковых эксплуатационных условиях температура связующего покрытия в газотурбинных двигателях обычно превышает 700 °С, приводя к окислению связующего покрытия и неизбежному формированию третьего слоя — термически выращенного оксида (TGO) толщиной 5...15 мкм между связующим и керамическим поверхностными покрытиями. Сквозная пористость, которая всегда существует в поверхностном керамическом покрытии, позволяет кислороду легко проникать из эксплуатационной среды к связующему покрытию. Кроме того, даже если поверхностное покрытие было полностью плотным, чрезвычайно высокая диффузионная способность кислорода в керамическом поверхностном покрытии на базе ZrO<sub>2</sub> делает его "кислородопрозрачным" (рис. 8, а, б).

Хотя формирование TGO неизбежно, идеальное покрытие связи проектируется, чтобы гаран-

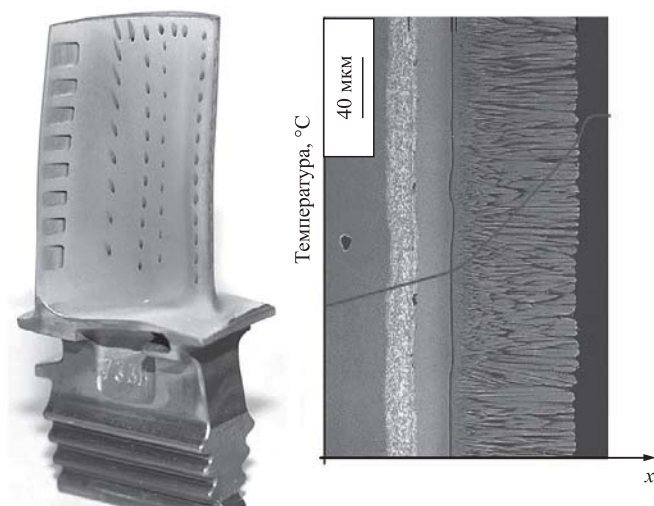
тировать, что TGO формируется как α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и что его рост является медленным, однородным и бездефектным. Такой TGO имеет очень низкую ионную диффузионную способность для кислорода и создает превосходный диффузионный барьер, замедляя дальнейшее окисление связующего покрытия. Для повышения жаростойкости покрытий лопаток турбин повышают запас алюминия в покрытиях: напыляют слои с высоким содержанием алюминия (ВСДП16), наносят однослойную или многослойную керамику на основе ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с подпылением Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Si, Al для снижения ее пористости, обусловленную столбчатым строением (патенты РФ № 2349679, 2402639, 2469129, 2272089). Интересны исследования зигзагообразного керамического покрытия (YSZ), получаемого методом EB-DVD, разрабатываемого ВИАМ (рис. 8, в).

Керамическое поверхностное покрытие — слой, обеспечивающий теплоизоляцию, состоит из ZrO<sub>2</sub>, стабилизированного Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Состав ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (YSZ) обладает комплексом свойств, которые делают этот материал наилучшим выбором для поверхностного покрытия. Диоксид циркония, благодаря меньшему модулю Юнга и большему температурному коэффициенту линейного расширения (ТКЛР), более совместим с жаропрочными сплавами. Он имеет один из самых низких из всех керамик коэффициентов теплопроводности при повышенной температуре из-за высокой концентрации точечных дефектов (вакансии кислорода и замещенные атомы растворенного вещества) (рис. 9) [9].



**Рис. 8. Теплозащитное покрытие лопаток турбин ГТД:**

а — микроструктура керамического слоя покрытия; б — столбчатое строение керамического слоя по сечению покрытия; в — зигзагообразное керамическое покрытие (YSZ), получаемое методом EB-DVD



**Рис. 9. Микроструктура комплексного защитного покрытия, включающего жаростойкое покрытие и ТЗП со столбчатой структурой ( $\times 250$ )**

Соединение YSZ имеет относительно низкую плотность ( $6,4 \text{ г/см}^3$ ), что является важным при рассмотрении паразитного веса во вращающихся изделиях; твердость 14 ГПа, что позволяет сопротивляться воздействию инородных предметов и эрозии; хорошую стойкость к атмосферной и высокотемпературной коррозии. Наконец, YSZ имеет температуру плавления  $2700 \text{ }^\circ\text{C}$ , что позволяет применять его при высоких температурах. Хотя  $\text{ZrO}_2$  может быть стабилизирован различными оксидами ( $\text{MgO}$ ,  $\text{CeO}_2$ ,  $\text{Sc}_2\text{O}_3$ ,  $\text{In}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaO}$ ),  $\text{ZrO}_2$ ,

Таблица 1

**Фазовый состав ТЗП в зависимости от содержания  $\text{Y}_2\text{O}_3$**

$\text{Y}_2\text{O}_3$ , % мас.	Фаза	Содержание фазы после напыления, % моль
4,3	Моноклинная	22
	Кубическая	4
	Тетрагональная	74
6,1	Моноклинная	16
	Кубическая	6
	Тетрагональная	78
8,9	Моноклинная	8
	Кубическая	13
	Тетрагональная	79
19,6	Моноклинная	3
	Кубическая	70
	Тетрагональная	27

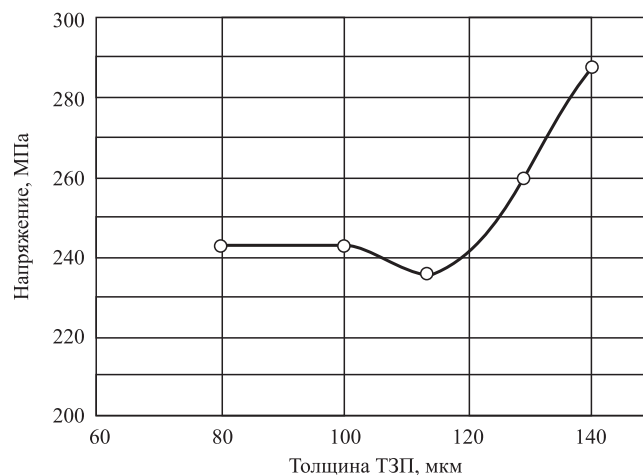
стабилизированный  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (YSZ), максимально соответствует свойствам ТЗП.

YSZ может находиться в трех различных полиморфных модификациях — моноклинной, тетрагональной или кубической, в зависимости от композиции и температуры. Добавление 7...8 % мас.  $\text{Y}_2\text{O}_3$  стабилизирует  $t'$ -фазу — самую желательную фазу для применения в ТЗП. Это вариация тетрагональной фазы, но, в отличие от нее, более стабильна, так как не подвергается мартенситному превращению (табл. 1).

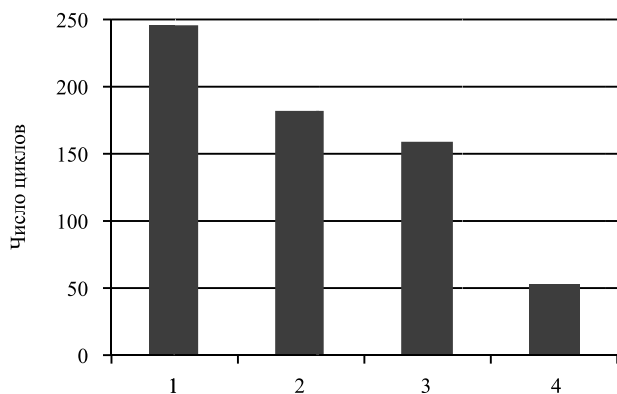
Максимальная долговечность ТЗП совпадает с максимальным содержанием тетрагональной фазы в структуре покрытия, содержащей небольшие количества моноклинной фазы. Небольшой долговечностью характеризуются покрытия, имеющие кубическую структуру.

Стремление улучшить теплозащиту за счет наращивания толщины покрытия бесперспективно, так как при этом будет возрастать изгибающий момент от действия центробежных сил и происходит ускоренное выкрашивание покрытия. Уменьшение толщины ТЗП менее 120 мкм также нецелесообразно (рис. 10) [7—9].

Для определения служебных свойств ТЗП проводят их лабораторные и эксплуатационные испытания. Растрескивание и отслаивание керамической составляющей при теплосменах является главным препятствием, ограничивающим возможности применения ТЗП. Поэтому основные лабораторные испытания для ТЗП — испытания на термостойкость и термомеханическую усталость с фиксацией растрескивания или отслаивания покрытия. В большом числе работ критериями разрушения ТЗП служило появление на покрытии трещин, видимых при десятикратном

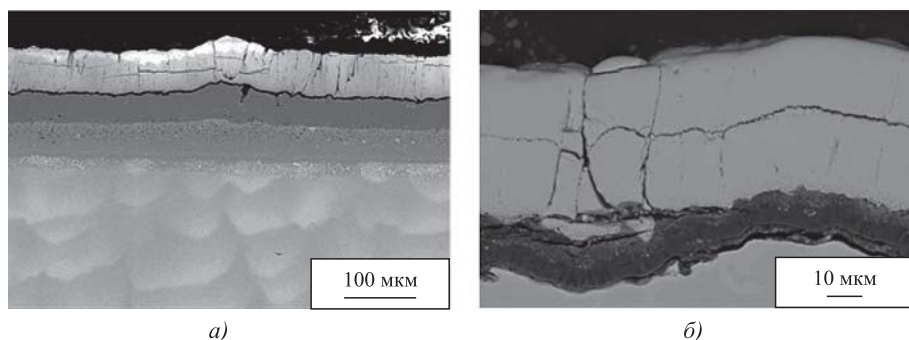


**Рис. 10. Зависимость максимального изгибающего напряжения в ТЗП лопаток турбин от толщины покрытия**



**Рис. 11. Зависимость долговечности ТЗП от температуры цикла:**  
1 — 1410 °С; 2 — 1440 °С; 3 — 1480 °С; 4 — 1540 °С

увеличении, поскольку наличие таких трещин предшествует сколу покрытия. Применительно к лопаткам турбин авиационных ГТД такой критерий следует считать достаточно хорошим. Разрушение в керамике начинается с возникновения



**Рис. 12. Микроструктура покрытия NiCrAlY—ZrO<sub>2</sub>Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, h<sub>п</sub> = 130 мкм:**  
до (а) и после (б) испытаний при T<sub>ц</sub> = 1410 °С

продольной трещины на расстоянии 10...15 мкм от связующего покрытия. В дальнейшем трещина развивается как в длину, так и в ширину. Затем участок керамики над трещиной отделяется (шелушится) от защищаемого образца либо детали.

Долговечность при испытаниях ТЗП (NiCrAlY—ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, h<sub>п</sub> = 130 мкм) зависит от максимальной температуры цикла (рис. 11). Критерием разрушения ТЗП считали появление на покрытии трещины, видимой при десятикратном увеличении. Трещина возникает вблизи поверхности связующего покрытия и вначале распространяется параллельно ей (рис. 12).

В табл. 2 и 3 приведены результаты рентгеноструктурного микроанализа (РСМА) связующего покрытия до и после испытаний [10].

Определяющую роль в ослаблении ТЗП играет окисление связующего покрытия. Этот вывод подтверждается тем, что при 1250 °С после выдержки более 5 ч в воздушной атмосфере покрытие при охлаждении разрушается, а после выдержки в течение 20 ч и более в атмосфере аргона покрытие сохраняет высокую сопротивляемость разрушению.

Исследования позволили установить, что при 1200 °С и выше из связующего покрытия хром диффундирует в подложку, а иттрий — в направлении керамического слоя. Молибден, кобальт и титан из подложки диффундируют в связующее покрытие. С увеличением продолжительности выдержки при 1200 °С в связующем покрытии

Таблица 2

**Результаты РСМА связующего покрытия рабочих лопаток турбин ГТД**

Способ нанесения	C <sub>Al</sub> , % мас.	C <sub>Cr</sub> , % мас.	Структура	Число циклов до истощения защитных свойств (T = 1150 °С, 1 ч; охлаждение на воздухе — 15 мин)
Конденсационный, ВПТВЭ МАП-1, СДП-2 + ВСДП-16	20	9	β + γ	325
Хромоалитирование в вакууме (смесь 21 % Al + 29 % Cr + 50 % Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	17	7	β + γ'	125
Комбинация методов: подслой NiAlCrW-TaYSiHf методом ВПТВЭ МАП-1 + ХА в 21 % смеси при 1190 °С в вакууме	18	6	β + γ'	325
Комбинация методов: подслой NiAlCrW-TaYSiHf методом ВПТВЭ МАП-1 + ХА в 21 % смеси при 1080 °С в вакууме	25	1,5	β	450

Примечание. ВПТВЭ МАП-1 — вакуумная плазменная технология высоких энергий на установке МАП-1; ХА — хромоалитирование.



Таблица 3

**Результаты РСМА покрытия лопаток турбин двигателя до и после эквивалентно-циклических испытаний**

Покрытие	Состояние	Концентрация элементов, % мас.				
		Al	Cr	Ni	Co	W
Комбинированное	До испытаний	20,0 23,1	4,0 2,0	62,5 63,9	3,7 3,0	7,1 5,0
	После испытаний	18,0 17,5	4,5 4,0	63,9 59,5	4,7 4,5	9,4 9,4
СДП-2 + ВСП-16	До испытаний	17,0 19,5	20,0 9,0	63,0 68,0	0,2 0,2	0 0
	После испытаний	10,1 12,7	15,3 9,9	62,6 63,5	2,3 2,2	8,2 8,2

Примечание. В числителе — среднее содержание по покрытию, в знаменателе — содержание у поверхности.

уменьшаются концентрации хрома и алюминия, уменьшается и количество β-фазы, что ведет к ухудшению жаростойкости и понижению пластичности связующего покрытия при высоких (выше 800 °С) температурах. Уменьшение концентрации алюминия и хрома на границе с керамическим покрытием из-за процесса окисления более значительное, чем уменьшение на границе связующего покрытия с подложкой, где идет диффузионный обмен. Это свидетельствует о том, что окисление в процессе изменения состава связующего покрытия играет решающую роль и подчеркивает эффективность барьерного слоя NiAl-CrW-Ta-Y-Si-Hf.

Представляет интерес состав оксидов на связующем покрытии. В начальный период окисления при температуре 1200 °С через 10 ч оксидная пленка на связующем покрытии имеет следующий состав, % мас.: 21,8 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 27,6 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 2,8 CoO и 47,8 NiO. Через 100 ч окисления образуются 93,1 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 6,9 % Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Эти два оксида и определяют свойства пленки.

Из-за различия ТКЛР покрытия из никелевого сплава напряжение σ<sub>α</sub> в керамическом слое покрытия выражается соотношением:

$$\sigma_{\alpha} = \frac{E_k (\bar{\alpha}_m - \bar{\alpha}_k) (T_p - T_0)}{1 - \mu_k},$$

где E<sub>k</sub> — модуль Юнга керамики;

$\bar{\alpha}_m, \bar{\alpha}_k$  — средние ТКЛР металла и керамики в интервале T<sub>p</sub> - T<sub>0</sub>;

μ<sub>k</sub> — коэффициент Пуассона керамики.

Градиент температур:

$$T_p - T_0 = \frac{Q h_p}{A \lambda},$$

где Q — количество подводимой теплоты;

A — площадь нагрева;

h<sub>p</sub> — толщина покрытия;

λ — коэффициент теплопроводности.

Для покрытия на основе стабилизированного диоксида циркония при температуре 1100 °С E<sub>k</sub> = 2,1·10<sup>4</sup> МПа и μ<sub>k</sub> = 0,25. В интервале температур 20...1100 °С  $\bar{\alpha}_k = 12,2 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ;  $\bar{\alpha}_m = 18,5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ .

Для большинства литейных никелевых сплавов в интервале температур 20...1000 °С α = (14,3...14,8) × 10<sup>-6</sup> °С<sup>-1</sup>. Для диффузионных покрытий ТКЛР невелики: α = 14,3·10<sup>-6</sup> °С<sup>-1</sup> для алюминидных покрытий со структурой β-фазы; α = 13,5·10<sup>-6</sup> °С<sup>-1</sup> для алюминидных покрытий структурой β + 50 % γ'-фазы.

Рассчитав, получим, что при температуре 1100 °С в керамическом покрытии вблизи металлической подложки действует растягивающее напряжение σ = 190 МПа, а вычисленная деформация составляет примерно 0,7 %. Под влиянием такого напряжения покрытие растрескается, но сцепления с подложкой не потеряет. Когда рассматривается процесс формирования напряжений в покрытии NiCrAlY-ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, то необходимо иметь в виду, что при температурах выше 800 °С связующее покрытие весьма пластично и возникающие в нем напряжения релаксируют в течение нескольких секунд. Поэтому, например, через несколько секунд после того, как температура покрытия станет равной 1100 °С, напряжения в нем будут малы. При последующем охлаждении из-за различия ТКЛР подложки и керамического слоя в последнем будут возникать сжимающие напряжения. Они будут интенсивно возрастать, когда температура покрытия станет ниже 800 °С, т.е. ниже температуры перехода из пластичного в упругое состояние для связующего покрытия.

На стадии лабораторных испытаний можно оценить эксплуатационную эффективность K различных видов покрытий [11]:

$$K = \tau \Delta t,$$

где τ — долговечность (жаростойкость) покрытия;

T — термостойкость (в циклах);

Δt = T<sub>п</sub> - T<sub>с</sub> — термобарьерная способность (температурный перепад между температурой на поверхности лопатки (T<sub>п</sub>) и температурой на сплаве (T<sub>с</sub>)).

Лучше и нагляднее вести сравнение по lg K — критерию надежности (табл. 4).

Характеристики комбинированных покрытий

Покрытие	Долговечность при 1100 °С, τ, ч	Термостойкость T, циклы	Термобарьерная способность Δt, °С	Критерий долговечности K	Критерий надежности lgK
Хромоалитирование в порошковой смеси	100	300	15	450 000	5,6
Диффузионное конденсационное	850	5800	20	294 000 000	7,9
ТЗП с алюмоциркованием	400	4000	130	208 000 000	8,3
ТЗП с конденсированным подслоем NiAlCrW-TaYSiHf	280	4050	110	124 740 000	8,1
ТЗП с конденсированным подслоем NiAlCrW-TaYSiHf, связующим слоем NiCrAlY толщиной 75...80 мкм со структурой — (β + γ')-фаза, ZrO <sub>2</sub> —Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> толщиной 150 мкм с подпылением Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	450	4040	127	230 886 000	8,36

Проведенные исследования позволили разработать долговечное теплозащитное покрытие на сплаве ЖС32ВСНК с барьерным слоем NiAlCrW-TaYSiHf толщиной 20...30 мкм, связующим покрытием, имеющим хромоалитированный слой толщиной 75...80 мкм, структуру (β + γ')-фаза и керамический поверхностный слой ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> толщиной 150 мкм, обеспечивающий высокую теплоизоляцию лопаток турбин и их долговечность в целом.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колomyцев П.Т. Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1991.
2. Панков В.П. Исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5 (137). С. 36—40.
3. Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А. Структурные изменения в жаростойких покрытиях лопаток турбин при эксплуатации // НаукаПарк. 2014. № 2-2 (22). С. 51—55.
4. Панков В.П. Исследования комбинированных жаростойких покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 3 (135). С. 26—30.

5. Структурно-фазовые характеристики и механические свойства монокристаллов жаропрочных никелевых ренийсодержащих сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением / Н.В. Петрушин и др. // Металлы. 2016. № 4. С. 57—70.

6. Исследование закономерностей формирования диффузионных покрытий на современных жаропрочных никелевых сплавах / В.П. Панков и др. // Ползуновский вестник. 2020. № 1. С. 124—129.

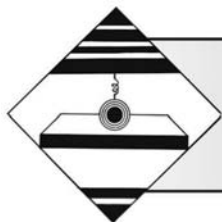
7. Панков В.П., Ковалев В.Д. Исследование диффузионных покрытий, нанесенных методами хромоалитирования в вакууме // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. Т. 16. № 2. (182). С. 85—92.

8. Исследование закономерностей формирования диффузионных покрытий, нанесенных хромоалитированием в вакууме / Панков В.П. и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. Т. 16. № 10 (190). С. 460—467.

9. Колomyцев П.Т. Жаростойкие диффузионные покрытия. М.: Металлургия, 1979.

10. Колomyцев П.Т., Кочетов С.А. Исследование механизма и закономерностей исчерпания защитных свойств жаростойких покрытий // Защитные покрытия. Научно-методические материалы ВВИА им. Н.Е. Жуковского. 1990. С. 146—157.

11. Оценка эксплуатационной эффективности диффузионных покрытий для лопаток турбины современных газотурбинных двигателей / Е.Г. Иванов и др. // Научный вестник МГТУ ГА. 2014. № 206. С. 56—58.



**В.А. Лебедев, канд. техн. наук, М.А. Белозеров, А.Ю. Мазовка**  
(Донской государственный технический университет)  
E-mail: m-belozjorov2016@yandex.ru

## Обеспечение точности деталей летательных аппаратов методом ВиСО

*Рассмотрены закономерности нарушения геометрической точности деталей, предложены технологические схемы для экспериментальных исследований процесса ВиСО, определена структура модели управления процессом.*

**Ключевые слова:** стабилизирующая обработка, точность деталей, технологические схемы, релаксационная стойкость.

*The regularities of the violation of the geometric accuracy of parts are considered, technological schemes for experimental studies of the VST process are suggested, and the structure of the process control model is determined.*

**Keywords:** stabilizing processing, precision of parts, technological schemes, relaxation resistance.

### Введение

Самопроизвольное изменение формы и размеров ответственных деталей летательных аппаратов, обусловленное изменением напряженного состояния после механической обработки, является существенным препятствием на пути обеспечения постоянно возрастающих требований к их точности и эксплуатационным свойствам. Для решения этой задачи в процессе изготовления деталей технологи применяют специальные методы стабилизирующей обработки.

Основной закономерностью нарушения стабильности размеров деталей является то, что развивающиеся во времени деформации последних могут происходить адиабатически, т.е. без каких-либо внешних воздействий. Предполагая,

что конструкционный материал изготавливаемых деталей обладает общими наследственными вязкоупругими свойствами, на основе интегрального уравнения для деформации [1] можно записать:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma(t)}{E} + \frac{1}{E_0} \int_0^t [k(t-\tau)\sigma(\tau)] d\tau, \quad (1)$$

где  $\varepsilon$  — деформация;

$\sigma$  — напряжение;

$E$  — модуль упругости;

$k$  — ядро уравнения, содержащее информацию о свойствах материала;

$t$  — время внешнего воздействия;

$\tau$  — период тепловых колебаний атомов.

Непосредственной причиной появления самопроизвольных деформаций всегда является наличие внутренних или остаточных напряжений в детали,

которые также эволюционируют во времени по собственному закону, стремясь к стационарному распределению.

На рис. 1 в качестве примера представлены детали, которые отвечают за работоспособность отдельных узлов летательных аппаратов и определяют их ресурс.

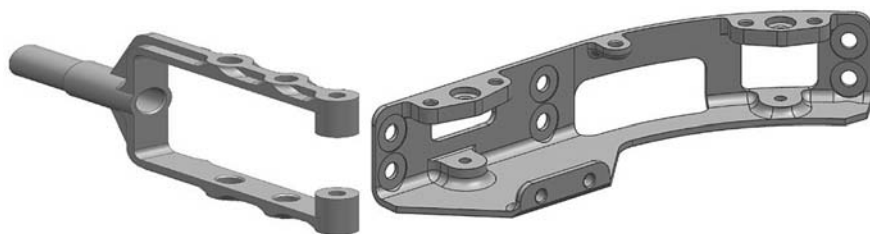
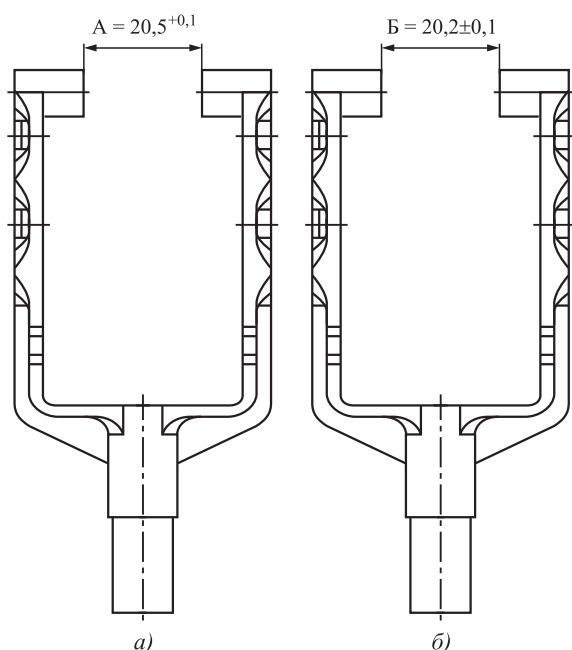


Рис. 1. Детали "вилка" и "кронштейн"



**Рис. 2. Изменения размерной точности детали "вилка" после механической обработки:**

*а* — начальный размер; *б* — измененный размер

При изготовлении детали "вилка" на производстве происходит изменение точности размера  $A$ , заданного чертежом (рис. 2), до размера  $B$ , что является следствием остаточных напряжений, возникающих во всем теле детали после механической обработки.

В работах [2–4] установлено, что самопроизвольная деформация деталей происходит по механизму микроползучести, развивающейся в одном темпе с понижением (релаксацией) пиковых значений, как правило, растягивающих остаточных напряжений. Скорость и величина самопроизвольной деформации зависят не только от величины остаточных напряжений, но и от характеристик релаксационной стойкости материала [5, 6].

Показано, что воздействием на остаточные напряжения можно обеспечить размерную стабильность как отдельных элементов детали, подверженных короблению после механической обработки, так и детали в целом. Для изменения напряженного состояния деталей после механической обработки применяют различные технологические способы и приемы. В числе основных: термостарение, деформационное воздействие, а также вибрационная стабилизирующая обработка, включающая процесс гармонического, полигармонического или периодического ударного возбуждения акустических колебаний детали в звуковом диапазоне и связанные с этим изменения в технологии изготовления деталей.

**Цели работы** — исследование эффективности вибрационной стабилизирующей обработки (ВиСО) для обеспечения стабильности точностных параметров деталей и разработка модели процесса ВиСО.

### Проведение исследований

Технологическая система ВиСО, в числе прочих параметров и условий, опирается на следующие факторы: место (места) приложения вибровозбуждающей силы; характер распределения возбуждающей силы; способ установки детали; типы опор (в случае крупногабаритных деталей), частота и амплитуда возбуждаемых вибраций. Практическая реализация процесса ВиСО возможна разными способами:

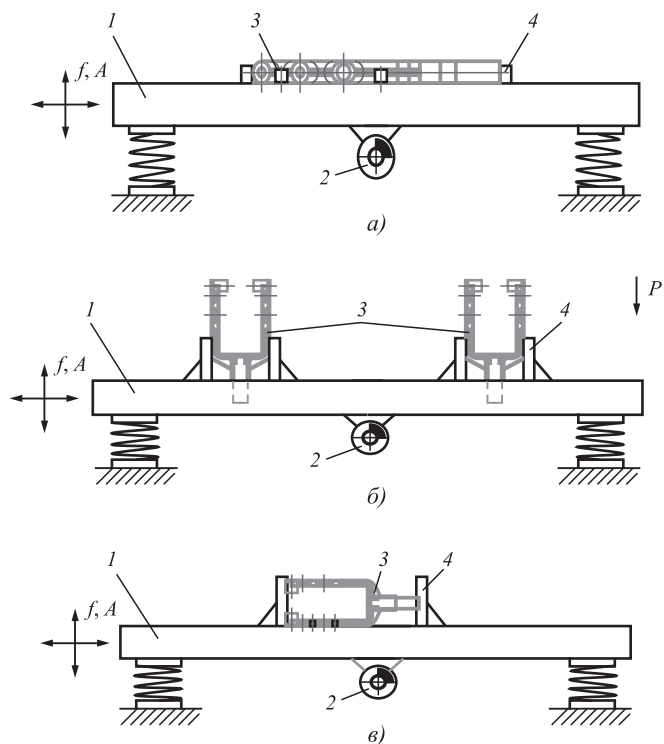
- установкой обрабатываемой детали на виброплатформу, совершающую колебания с различными амплитудой и частотой;
- установкой на деталь одного или нескольких вибровозбудителей [9];
- периодическим нанесением по поверхности детали ударов, приводящих к совершению деталью собственных колебаний после каждого удара [10].

Для экспериментальных исследований использовали различные способы базирования детали на платформе (рис. 3). От выбранного способа зависит площадь непосредственного контакта детали с виброплатформой (площадь прилегания ПП) и характер протекания процессов вибростабилизации.

Результаты исследований показали, что наилучший эффект вибростабилизирующей обработки был достигнут при обработке детали по схеме, приведенной на рис. 3, *а* со следующими режимами; амплитуда колебаний 3 мм, частота колебаний 50 Гц, время обработки 45 мин. Геометрическая точность размера  $A$  после ВиСО была восстановлена на уровень  $20^{+0,08}$ .

Остальные предложенные схемы при аналогичных режимах не обеспечили требуемую точность размера  $A$ . Это подтверждает установленный в ряде работ [8, 12] факт, что достигаемая в результате ВиСО стабильность геометрии деталей зависит от того, насколько удалось повысить характеристики релаксационной стойкости и снизить остаточные напряжения в зонах их концентрации, что в свою очередь определяется технологической схемой реализации и управления процессом ВиСО.

В этой связи для практического применения процесса ВиСО и исследования ее технологического эффекта необходимо определить структуру модели управления процессом, которую затем можно будет адаптировать к геометрии исследуемых деталей, материалам, технологическому обо-



**Рис. 3. Варианты технологических схем реализации процесса ВиСО:**

*а* — ПП максимальная; *б* — ПП минимальная; *в* — ПП промежуточная (произвольная); 1 — виброплатформа; 2 — вибратор; 3 — деталь; 4 — установочное приспособление;  $f, A$  — частота и амплитуда колебаний

рудованию. Попытка моделирования процесса ВиСО в виде совокупности операторов математических операций связана с большими трудностями [15], обусловленными невозможностью учесть в общем аналитическом описании свойства пространственно-временной зависимости, инерционности, конечной памяти, нелинейности оператора. Возможны два пути решения этой проблемы: первый состоит в машинном моделировании задачи о колебаниях тел (деталей) с остаточными напряжениями, второй — в замене одной модели процесса иерархией относительно простых подмоделей, порознь учитывающих все его свойства.

Метод подмоделей дает возможность изъять из полной расчетной модели некоторую ее часть, перестроить конечно-элементную сетку и таким образом осуществить более детальный анализ для выделенной области. Этим повышается эффективность численного моделирования, так как сначала делается анализ для грубой сетки, а затем для

интересующей области — подмодели — измельчается сетка и уточняется расчет. Данный метод позволяет получить более точную информацию для части конструкции, не увеличивая сложность ее модели.

Метод подмоделей целесообразен, если после проведения анализа для полной модели оказалось, что для некоторых ее областей результаты недостаточно подробны, а также когда неизвестно, в каких зонах конструкции или ее составной части возникнут высокие напряжения. В этом случае опережающее планирование задания подмоделей способствует снижению затрат усилий на моделирование и анализ напряженного состояния деталей. Таким образом, предлагается следующий алгоритм реализации метода подмоделей с помощью программы ANSYS:

- создание конечно-элементной модели с такой сеткой, которая вполне достаточна для адекватного описания основных особенностей силового воздействия и выделения зон высоких напряжений, но является недостаточно мелкой, чтобы получить точные результаты для таких зон. Преимуществом крупной сетки является то, что требуется относительно меньше времени для получения результатов;

- установление области модели, которая требует уточненного анализа с использованием подмодели;

- задание граничных условий для подмодели на основе отклика грубой модели;

- определение соответствующих ограничений степеней свободы на границах подмодели и прикладывание их к границам "разреза";

- анализ подмодели, который уже не зависит от исходной конструкции, что исключает необходимость повторять анализ всей модели.

Модель детали, составленной из набора различных конструктивных элементов назовем "полной расчетной моделью". Структура модели процесса ВиСО деталей представлена на рис. 4.



**Рис. 4. Структура модели процесса ВиСО:**

ЦН — циклические напряжения; ОН — остаточные напряжения;  $\bar{U}$  — вектор входного воздействия

Вектор входного воздействия модели включает в себя изменяющиеся по гармоническому закону распределенные силы:

$$\bar{U} = F_i(x, y, z) \sin(\omega_i t + \varphi_i), \quad (2)$$

где  $F_i$  — амплитудное значение распределений нагрузки со стороны вибровозбудителя;

$x, y, z$  — координаты точек, к которым прикладывается нагрузка, заданные в некоторой системе координат, связанной с деталью;

$\omega_i, \varphi_i$  — угловая частота и начальная фаза вибровозбудителя;

$t$  — время воздействия.

Вектор состояния модели представляет тензорное поле амплитуд упругих циклических напряжений  $\sigma_{ц}$ . Таким образом, варьируя параметры дискретных входных воздействий  $F_i(x, y, z), \omega_i, \varphi_i, t$  на входе полной расчетной модели, а также характер, число и координаты задания краевых условий (схема установки детали), можно изменять распределение амплитуд ЦН. Необходимость обеспечения стабильности точностных параметров базовых поверхностей, а также установленный факт зависимости интенсивности ВиСО от амплитуды ЦН [4, 14, 17, 24] позволяют ограничить вектор входных параметров модели полем ЦН в подмоделях.

Векторы входа в подмодели аналогичны таковым для полной расчетной модели тела. Оператор модели записывается в виде уравнения или системы линейных уравнений в частных производных [16]. Краевые условия для подмодели, как и для полной расчетной модели, зависят от схемы установки по отношению к вибровозбудителю. Так как подмодель является составной частью сложной детали, необходим учет нестационарных краевых условий на границах, по которым производилось расчленение [17, 18]. Инерционность и нелинейность, неучтенные полной расчетной моделью тела и подмоделью, должны быть описаны локальной моделью циклического нагружения материала. Будучи управляемой циклическими напряжениями  $\sigma_{ц}$ , эта модель должна давать на выходе изменение во времени остаточных напряжений  $\sigma_0$  и характеристик релаксационной стойкости материала. При отсутствии управляющего сигнала модель должна описывать процессы релаксации, происходящие при естественном старении материала.

### Заключение

Практически все известные достаточно обоснованные методики [13–18] предполагают воз-

можность возбуждения при ВиСО хотя бы первой собственной частоты детали. Поэтому для анализа состояния исследуемых деталей перед ВиСО планируется использовать программный продукт Siemens NX и модуль NASTRAN, позволяющие анализировать собственные частотные характеристики детали. Результатами частотного анализа являются собственные частоты изделия и соответствующие им собственные формы колебаний. Формы колебаний представляют собой относительные амплитуды перемещений конструкции в узлах конечно-элементной сетки. По ним можно определить характер движения, осуществляемого системой на частоте колебаний, соответствующей собственной. Данный подход позволит прогнозировать состояние исследуемой детали перед непосредственным проведением процесса ВиСО и выявить собственные частоты колебаний детали для определения необходимых частот колебаний вибровозбудителей.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колтунов М.А. Ползучесть и релаксация. М.: Высшая школа. 1976. 277 с.
2. Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машгиз. 1963. 224 с.
3. Константинов Л.С., Трухов А.П. Напряжения, деформации и трещины в отливках. М.: Машиностроение. 1981. 200 с.
4. Блехман И.И. Синхронизация динамических систем. М.: Наука. 1971. 894 с.
5. Хенкин М.Л., Локшин И.Х. Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. М.: Машиностроение. 1974. 255 с.
6. Технология вибрационной стабилизирующей обработки изделий машиностроения / М.А. Тмаркин и др. // Научное издание. М.: Машиностроение. 2018. № 9. С. 20–26. DOI: 10.30987/article\_5b71326c345ef3.52170494.
7. Белозеров М.А., Лебедев В.А. Предпосылки применения вибрационной стабилизирующей обработки для обеспечения макрогеометрии деталей летательных аппаратов // Технические и естественные науки: инновации и перспективы: сб. науч. тр. по матер. Междунар. науч.-практ. конф. 30 янв. 2020 г.: Белгород: АПНИ. 2020. С. 73–75. URL: <https://apni.ru/article/319-predposilki-primeneniya-vibratsionnoj-stabiliz>.
8. Вибрация в технике. В 6 т. Т. 1. Колебания линейных механических систем: справочник / под ред. В.В. Болотина. М.: Машиностроение, 1978. 352 с.
9. Пальмов В.А. Колебания упругопластических тел. М.: Наука. 1976. 328 с.
10. Крон Г. Исследование сложных систем по частям — диакоптика. М.: Наука. 1972. 542 с.
11. Гини Э.Ч., Герчиков А.М., Адоян Г.А. Вибрационное старение чугуновых деталей. Ереван: Айастан. 1970. 187 с.
12. Циклическая вязкость чугуна / П.И. Литовка и др. Киев: Науковая думка. 1973. 168 с.

**Б.Я. Мокрицкий**, д-р техн. наук  
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет),  
**Е.Б. Мокрицкая**, канд. техн. наук  
(Дальневосточный федеральный университет, г. Владивосток)  
E-mail: boris@knastu.ru

## Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 3. Обработка заготовок деталей, упрочненных наплавками высокой твердости

Показаны возможности обработки материалов твердостью до 65 HRC твердосплавными концевыми фрезами. Приведены примеры фрезерования закаленных инструментальных сталей и многослойных материалов на основе конструкционных сталей с наплавками повышенной твердости. Рассмотрены результаты использования различных типов и марок инструментов. Описан метод управления динамическими параметрами системы резки высокотвердых материалов на основе контролируемой акустической эмиссии.

**Ключевые слова:** фрезерование, инструментальные стали, концевые фрезы, твердые наплавки, период стойкости, режущий инструмент, оценка обработки по параметрам акустической эмиссии.

The possibilities of processing materials with hardness up to 65 HRC with carbide end mills are shown. Examples of milling hardened tool steels and sandwich-type materials based on structural steels with high-hardness surfacing are given. The results of the use of various types and brands of tools are considered. A method for controlling the dynamic parameters of a cutting system for high-hardness materials based on controlled acoustic emission is described.

**Keywords:** milling, tool steels, end mills, hard surfacing, life, cutting tool, evaluation of processing by acoustic emission parameters.

Востребованность [1–4] материалов, имеющих высокую твердость, постоянно увеличивается, например, в оборонной и космической отраслях. В специфичных условиях эксплуатации изделий не только к основному материалу, но и к подложке изделия, на которую нанесен материал, предъявляются требования высокой твердости. Подложка может быть выполнена из конструкционной стали, а наружный слой — из высокотвердого материала в виде наплавки, расположенных как отдельными валками, так и сплошным слоем. Варианты наплавки показаны на рис. 1 (см. обложку). Механическая обработка лезвийным инструментом таких материалов затруднена.

Сведения о порошковых проволоках, примененных для наплавки, даны в табл. 1.

Из трех указанных порошковых проволок далее использовали<sup>1</sup> проволоку ПП-АН167 по ТУ У28.7-21459234-021.2008 как обеспечившую максимальную твердость 64 HRC. Осадку материала далее не применяли. Эта проволока имеет следующие характеристики:

- трубчатая конструкция;
- наружный диаметр 1,8 мм;
- предназначена для механизированной наплавки под флюсом, а также открытой дугой деталей, работающих в условиях трения и коррозии;

Таблица 1

Результаты замеров твердости на наплавках

Проволока	Наличие осадки*	Твердость		Вывод
		HRC	HRA	
ПП 100X15Г2Н2Р-Р7	–	25,6	63,5	Твердость низкая. Осадка влияет на твердость (более существенно в HRC)
	+	49,0	78,2	
ПП-АН167 по ТУ У28.7-21459243-021.2008	–	64,4	81,3	Твердость высокая. Осадка не влияет на твердость
	+	63,4	85,0	
ПП-40X13	–	52,1	77,2	Роль осадки существенна
	+	57,6	81,2	

\*Во время нанесения наплавки применяли осадку наплавки ударом.  
Примечание. Знак "+" — применяли осадку, знак "–" — не применяли осадку.

— наплавленный слой обладает высокой сопротивляемостью кавитации, хорошо сопротивляется абразивному и гидроабразивному изнашиванию;

— материал наплавленного шва (наплавки) имеет предел текучести 450 МПа.

Сведения об исследованных образцах приведены в табл. 2.

Из имеющейся номенклатуры металлорежущего инструмента принято [1], что допустимо только фре-

<sup>1</sup> Автор выражает признательность А.В. Усатому, Н.О. Плетневу и П.В. Бахматову за оказанное содействие.

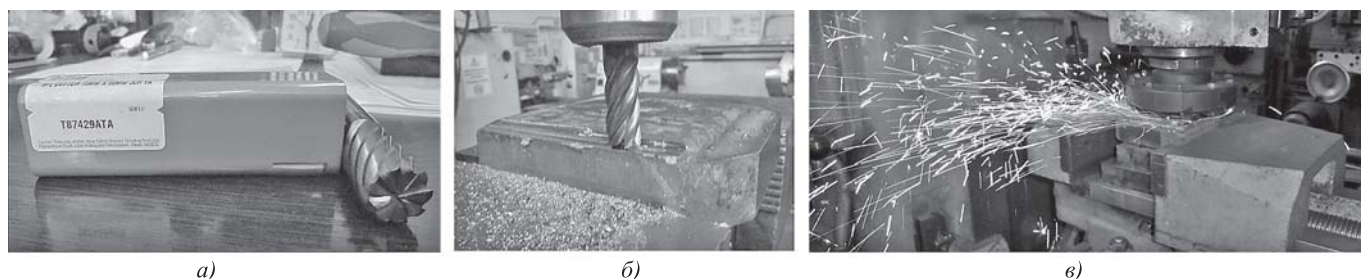


Рис. 2. Примеры используемых фрез (а), фрезерования наплавки фрезой монолитной концевой (б) (диаметр 15 мм, 9 зубьев, скорость резания 75 м/мин, подача 65 мм/мин, глубина фрезерования 0,75 мм, ширина фрезерования 8 мм) и торцевой фрезой (в)

Таблица 2

Исследуемые образцы

Материал основы	Скорость перемещения образца относительно проволоки, мм/мин		Взаимное расположение швов		Число швов по высоте		
	400	600	С интервалом	Без интервала	1	2	3
Сталь Ст3	—	+	+	+	+	+	+
	+	—	+	+	+	+	+
Сталь 40Х	+	—	+	+	—	+	—
	—	+	—	+	+	—	—

Примечания: 1. Знак "+" — вариант осуществлялся, знак "—" — не осуществлялся.  
 2. Используемое оборудование: установка дуговой сварки модели TST 350, дополненная сварочным полуавтоматом модели ПДГО—527-4А (производитель ООО ПКФ "Кристалл", диаметр проволоки 1,8 мм, напряжение 36 В, ток 220...240 А). Экспериментальный стенд создан самостоятельно из закупленных блоков; включал в себя трехкоординатный стол с числовым программным управлением (изготовитель ООО "СГ-проект", Россия), блок управления и компьютер с управляющей программой Mach 3.

зерование) наиболее результативными по периоду стойкости до поломки или достижения износа 0,5 мм оказалась фреза монолитная марки T87429ATA (США, SGS) и торцевая фреза с десятью сменными пятигранными пластинами, выполненными из твердого сплава ВК8 с нанесенным покрытием TiN (рис. 2).

Некоторые результаты по периоду стойкости фрезы монолитной концевой приведены в табл. 3. Данные табл. 3 позволяют сделать выводы:

1. Особенности нанесения наплавки (сплошная или в разрядку, одна высота наплавки или две) существенно влияют на период стойкости фрез.
2. При одинаковой твердости наплавки с позиций работоспособности фрезы предпочтительны наплавки с разрядкой с одной высотой наплавки.

Рассмотрены другие [1, 2] монолитные фрезы:

Таблица 3

Эксплуатационные свойства монолитной концевой фрезы марки T87429ATA (США, SGS) при обработке наплавки, представленных на рис. 1, а—в

Время работы, мин	Величина износа (выкрашивания) зубьев фрезы, мм, при фрезеровании наплавки, представленных на рисунках		
	1, а	1, б	1, в
2	—	—	—
5	—	—	—
	(блеск на режущих кромках)		
7	0,32 (искрение стружки)	0,12 (искрение стружки)	0,25 (искрение и цвета побежалости стружки)
12	0,4...0,6 (цвета побежалости на стружке)	0,3...0,4 (цвета побежалости на стружке)	0,4...0,6 (цвета побежалости на стружке)
15	0,6...1,3 (дымление, удары зубьев фрезы)	0,5...0,8 (цвета побежалости на стружке)	0,6...0,9 (дымление, удары зубьев фрезы)
17	Отказ путем поломки хвостовика фрезы	0,8...1,2 (дымление, удары зубьев фрезы)	Отказ путем поломки хвостовика фрезы и скола трех зубьев
20	—	Отказ путем поломки хвостовика фрезы	—

фреза концевая монолитная твердосплавная, обозначение M.A. Ford 135 00393 0017 135 10-030 180(60)-0.5r) 2 зуба, диаметр 10 мм;

фреза концевая монолитная MS4RXP 100 072 005 d1 = 10 d2 = 10 h6 l1 = 72 l2 = 22 R = 0,5 Alcrona Pro;

сборная фреза модели 115021188 K5 BC, производство Sandvik coromant, с механическим крепле-



нием винтом — пяти штук круглых пластин марки KENNAMETAL RDPX 1003MOSHPC725M INSERT SFOR D&M Oty:5 2263057 CHINA 113598658 F4TJ. Диаметр фрезерной головки 50 мм. Эти фрезы показали худшую работоспособность инструмента.

Результаты применения типовой торцевой фрезы (рис. 2, в) с механическим креплением десяти пятигранных пластин приведены в табл. 4.

Анализ данных табл. 4 показывает, что эксплуатационные свойства режущих пластин торцевой фрезы не выше, чем у монолитных фрез (см. табл. 3).

Экономическая составляющая затрат с учетом стоимости инструмента в работе не определялась.

Отрадно отметить, что имеются отечественные сменные твердосплавные пластины, которые более успешно справляются с обработкой таких наплавов. Пример таких многогранных пластин показан на рис. 3. Эти пластины были изготовлены в условиях ФГБОУ ВО "Станкин".

Материал этих пластин еще не имеет наименования, но он во многом аналогичен инструментальному сплаву ТТ14К8Б и ВП1255 (мелкозернистая основа твердого сплава ТТ7К12 (Co — до 12 % мас., WC = 81 % мас.; TiC =

= 4 % мас.; TaC = 3 % мас.) + трехслойное покрытие (TiC—TiCN—TiN), группа применения P15—P35).

При испытаниях таких пластин на отказ в составе торцевой сборной фрезы (6 пластин, диаметр фрезы 80 мм) установлено, что их работоспособность превышает работоспособность любого из инструментов, указанных выше, период стойкости до износа 0,5 мм составляет около 40 мин, отказ происходит через 50...60 мин работы.

### Заключение

Показана возможность обработки заготовок деталей, выполненных из материалов сэндвичевого типа, а именно, с наплавками, имеющими высокую твердость, нанесенными на типовой конструкционный материал. Из рассмотренных примеров наиболее рациональными по периоду стойкости инструмента оказались фреза концевая марки Т87429АТА и фреза торцевая с десятью сменными пятигранными пластинами, выполненными из твердого сплава ВК8 с нанесенным покрытием TiN.

Исследования по обработке наплавов, выполненных по разным технологиям, показали, что особенности нанесения наплавов (сплошная или в разрядку, одна высота наплавки или две) существенно влияют на период стойкости фрез. При одинаковой твердости наплавов с позиций работоспособности фрезы предпочтительно применение наплавки с разрядкой с одной высотой наплавки.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мокрицкий Б.Я. Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 1. Обработка материалов, упрочненных статико-импульсным нагружением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2021. № 9. С. 405—407.
2. Мокрицкий Б.Я. Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 2. Обработка высокопрочной инструментальной стали 12ХМ с наплавками // Упрочняющие технологии и покрытия. 2021. № 10. С. 452—454.
3. Киричек А.В., Лазуткин А.Г., Соловьев Д.Л. Классификация способов поверхностного динамического упрочнения // Информационные и социально-экономические аспекты создания современных технологий. Межвуз. сб. научн. тр. Набережные Челны, КПИ, 1997. С. 22—27.
4. Киричек А.В., Лазуткин А.Г., Соловьев Д.Л. Статико-импульсная обработка и оснастка для ее реализации // СТИН. 1999. № 6. С. 20—24.
5. Bryansky A.A., Bashkov O.V., Bashkov I.O., Solovjev D.B. PCM Bearing Capacity Prediction Criteria Development Based on Registered AE Parameters IOP Conference Series: Earth and Environmental Science 459(6),062104 DOI: 10.1088/1755-1315/459/6/062104.

Таблица 4

Эксплуатационные свойства торцевой фрезы (образцы аналогичны приведенным в табл. 3)

Время работы, мин	5	10	15	20	30
Износ, мм	—	0,1...0,2	0,7...0,9	До 1,5	Скол двух режущих пластин

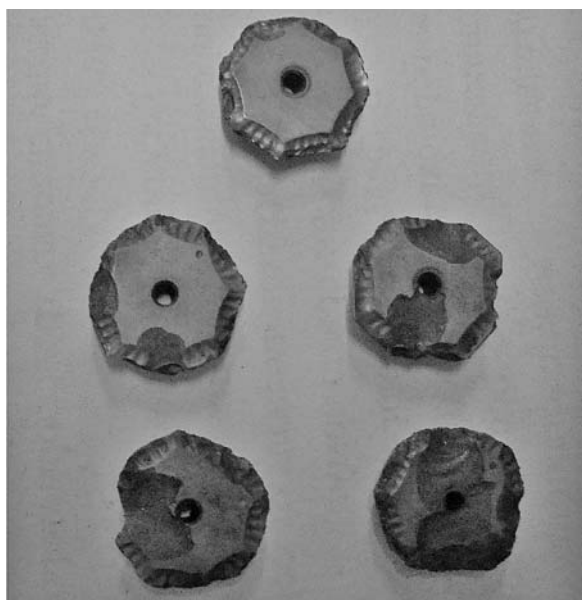
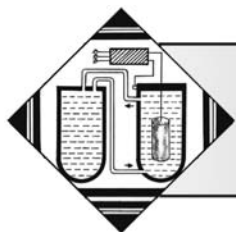


Рис. 3. Пластины после обработки наплавов при испытаниях наработку на отказ



<sup>1</sup>С.А. Лысых, <sup>2</sup>В.Н. Корнопольцев, канд. техн. наук,  
<sup>1</sup>У.Л. Мишигдоржийн, канд. техн. наук, <sup>3</sup>Ю.П. Хараев, д-р техн. наук, <sup>1</sup>Д.Э. Дашеев  
(<sup>1</sup>Институт физического материаловедения Сибирского отделения РАН, г. Улан-Удэ,  
<sup>2</sup>Байкальский институт природопользования Сибирского отделения РАН, г. Улан-Удэ,  
<sup>3</sup>Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, г. Улан-Удэ)  
E-mail: lysyh.stepa@yandex.ru

## Исследование варьирования размеров образцов из стали 5ХНМ при термодиффузионном насыщении порошковыми смесями, содержащими бор и медь\*

*Исследовано изменение размеров деталей после диффузионного насыщения легированной стали 5ХНМ бором и медью. Описаны диффузионные слои, полученные на образцах при разных составах насыщающей смеси. Показано, что при проведении экспериментов по насыщению образцов в среде порошков с бором и медью получают диффузионные слои с игольчатым строением толщиной 220...330 мкм, а прирост наблюдаемого размера составил от 44 до 135 мкм в зависимости от состава порошковой смеси. Изучены свойства диффузионных слоев, в том числе распределение микротвердости и химических элементов на разных удалениях от поверхности.*

**Ключевые слова:** химико-термическая обработка, диффузионное насыщение, боромеднение, образец, штамповая сталь, микротвердость, размерная точность.

*The change in the dimensions of parts after diffusion saturation of alloyed steel 5KhNM with boron and copper is investigated. Diffusion layers obtained on samples with different compositions of the saturating mixture are described. It is shown that when carrying out experiments on saturation of samples in a medium of powders with boron and copper, diffusion layers with an acicular structure with a thickness of 220...330 μm are obtained, and the increase in the observed size was from 44 to 135 μm, depending on the composition of the powder mixture. The properties of diffusion layers have been studied, including the distribution of microhardness and chemical elements at different distances from the surface.*

**Keywords:** chemical-thermal treatment, diffusion saturation, boromednenie, sample, die steel, microhardness, dimensional accuracy.

### Введение

Инструментальная хромоникелевая сталь 5ХНМ (ГОСТ 5950—73) относится к группе штамповых полутеплостойких сталей. Повышенная вязкость стали достигается легированием никелем, а высокая прокаливаемость — марганцем и хромом. Химический состав стали 5ХНМ представлен в табл. 1. Применяется данная сталь для изготовления крупногабаритных штампов для горячего

деформирования, а также молотовых штампов, работающих с динамическими нагрузками.

Распространенными причинами выхода из строя деталей машин и инструмента являются износ и поломки вследствие усталости металла, при этом усталостные трещины берут начало на поверхности [1]. Поэтому эксплуатационные свойства и жизненный цикл деталей машин напрямую зависят от качества материалов для их изготовления. Применение высоколегированных сталей способствует повышению этих показателей, но вместе с тем приводит к росту стоимости готового изделия. Методы химико-термической обработки (ХТО) позволяют получить ряд свойств, повышающих качество деталей, изготовленных из низко-

\*Работа выполнена в рамках Государственного задания № 2070-2021-0001.

Таблица 1

Химический состав стали 5ХНМ, % мас.

С	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S	Cu
						Не более		
0,50...0,60	0,10...0,40	0,50...0,80	0,50...0,60	0,15...0,30	1,40...1,80	0,030	0,030	0,30

легированных конструкционных сталей. За счет модифицирования поверхностного слоя увеличивается и срок службы изделий. Если сравнивать с механическими и термическими методами поверхностного упрочнения, при которых изменяется только строение приповерхностных микрообъемов, то при ХТО в результате диффузии изменяются химический и фазовый составы материала.

Одним из последствий ХТО является изменение размерных характеристик деталей. Это сдерживает широкое внедрение методов ХТО при изготовлении ответственных и высокоточных деталей машин и инструмента из-за необходимости дополнительной финишной обработки для достижения требуемых размеров деталей и качества поверхностного слоя [2]. При этом высокие физико-механические свойства диффузионных слоев затрудняют обработку деталей, в том числе с помощью абразивного инструмента, поэтому достижение размерной точности при ХТО является актуальной задачей, которая требует дальнейшего изучения.

**Цель работы** — исследование изменений размерных характеристик стали 5ХНМ при ее диффузионном насыщении бором и медью.

### Методика исследования\*

Плоские образцы длиной 25 мм и шириной 15 мм из стали 5ХНМ подготавливали путем высокоскоростной точной обработки на станке с ЧПУ. Размеры пяти групп образцов по высоте составили соответственно 6,341; 9,147; 5,845; 6,977 и 7,352 мм.

Процесс насыщения проводили в герметичных контейнерах в среде порошковых насыщающих смесей, содержащих бор и медь (табл. 2); кратность выполнения идентичных экспериментов равна 3.

В качестве активатора процесса добавляли фтористый натрий в количестве 4 % от общей массы.

\*Работы выполнены на техническом оборудовании ЦКП "Научные приборы" Бурятского государственного университета имени Доржи Банзарова и научной лаборатории "Физического материаловедения" Института физического материаловедения СО РАН.

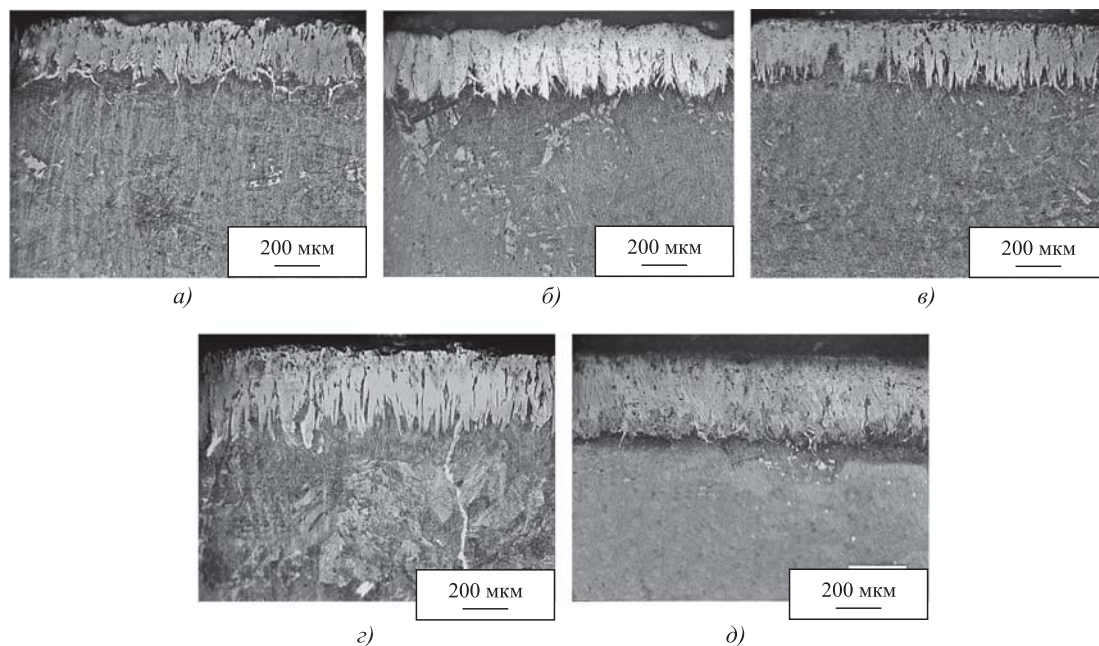
Таблица 2

Составы насыщающих смесей

Номер состава смеси	Содержание компонентов, % мас.			
	Cu	B <sub>4</sub> C	Al	NaF
1	16	60	20	4
2	20	50	26	
3	24	40	32	
4	28	30	38	
5	32	20	44	

Алюминий вводили для предотвращения спекания насыщающей смеси. Время выдержки в камерной печи составило 4 ч при температуре 950 °С (1223 К). Затем контейнеры извлекали и охлаждали на воздухе, для очистки от остатков насыщающей смеси образцы промывали под струей воды. Далее готовили шлифы для металлографических исследований с помощью шлифовальной бумаги различной зернистости, начиная с Р600 и заканчивая Р2500.

Для изучения микроструктуры и толщины диффузионных слоев были подготовлены поперечные шлифы. Металлографические исследования проводили с помощью оптического микроскопа Neophot-21. Отклонения линейных размеров образцов по высоте от исходных значений измеряли на вертикальном оптиметре ИКВ-1 с ценой деления шкалы 0,001 мм. Микротвердость определяли микротвердомером ПМТ-3 при нагрузке на алмазную пирамиду 0,49 Н. Элементный микроанализ проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEOLJCM-6000 с элементным дисперсионным анализом. Исследования выполняли с использованием детектора вторичных и отраженных электронов в режиме высокого вакуума, ускоряющее напряжение равнялось 5 и 10 кВ. Для изучения структуры протравленную поверхность образцов изучали в режиме вторичных электронов. Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре D2PHASER с линейным детектором LYNXEYE. Шаг измерения 0,020°, время обработки одного шага 1,2 с.



**Рис. 1. Микроструктура образцов из стали 5XHM после боромеднения:**  
*a* — состав № 1, толщина слоя 220 мкм; *б* — состав № 2, толщина слоя 240 мкм; *в* — состав № 3, толщина слоя 250 мкм; *г* — состав № 4, толщина слоя 290 мкм; *д* — состав № 5, толщина слоя 330 мкм

**Результаты исследований и их обсуждение**

В результате термодиффузионного насыщения на поверхностях образцов из стали 5XHM получены слои толщиной 220...330 мкм (рис. 1).

Графики распределения микротвердости по глубине полученных слоев приведены на рис. 2 (см. обложку). Микротвердость диффузионных слоев, полученных при использовании составов № 1, 2 и 3, имеет самые высокие значения на поверхности и составляет 21 000...20 000 МПа.

По мере углубления наблюдается снижение твердости, которое сопровождается скачкообразными перепадами. Можно предположить, что это связано с переходом одной фазы в другую и с на-

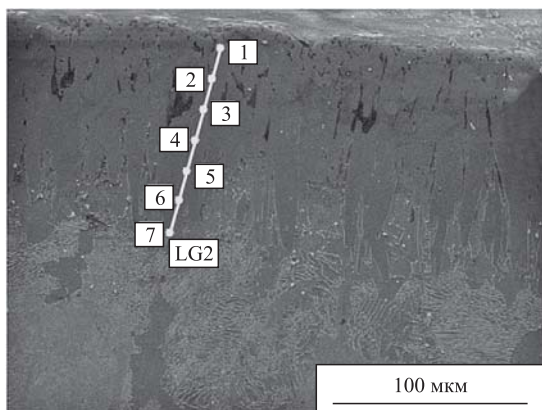
личием межфазных напряжений. При использовании составов № 4 и 5, с максимальным содержанием меди, наблюдается снижение твердости на поверхности до 18 000 МПа. Вероятно, это связано с более низким содержанием высокобористой фазы FeB. Дальнейшее снижение твердости по направлению к основному металлу происходит без скачков и перепадов. Твердость основы металла при использовании всех составов насыщающей смеси, одинакова и равняется 4000 МПа.

Диффузионные слои изучены с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JCM-6000.

Таблица 3

**Элементный состав диффузионного слоя в контрольных точках**

Точка измерения	Содержание химических элементов, % ат.								
	B	Fe	C	Cu	Cr	Ni	Mo	Al	O
1	—	34,02	10,11	2,60	0,66	0,67	1,57	0,30	50,07
2	0,62	48,95	32,76	—	0,66	0,67	0,14	0,51	15,69
3	0,18	50,62	29,90	0,51	0,53	0,51	0,27	1,48	16,00
4	0,20	49,91	31,74	—	0,62	0,31	0,34	4,26	12,62
5	0,85	52,83	28,35	—	0,63	0,46	0,25	3,22	13,41
6	1,10	52,11	20,46	0,09	0,59	0,57	0,07	1,56	23,45
7	1,27	62,40	23,84	0,54	1,40	1,96	—	0,58	8,01



**Рис. 3. Точки спектра, исследуемые на наличие меди и бора в диффузионном слое при использовании состава № 5**

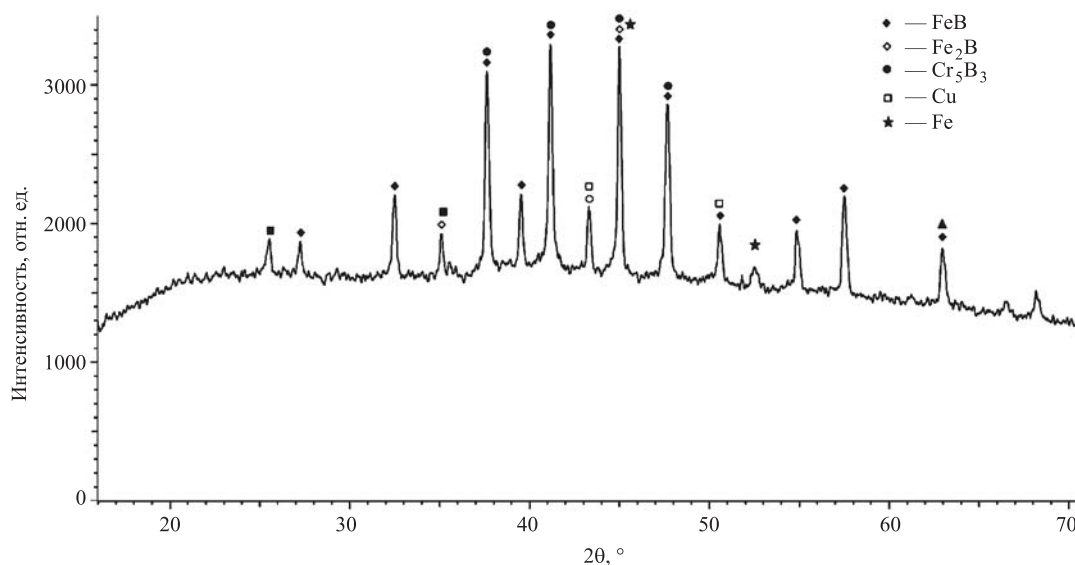


Рис. 4. Рентгенограмма образца из стали 5ХНМ после боромеднения, при использовании состава № 5

В качестве примера на рис. 3 представлены микроструктура и элементный анализ диффузионного слоя для состава № 5.

Элементным анализом установлено наличие легирующих элементов по толщине диффузионного слоя (табл. 3). Бор в количестве 1,27 % ат. обнаружен на границе раздела слоя и подслоя, на поверхности его концентрация равна 0,62 % ат. Наличие меди на поверхности в количестве 2,60 % ат. вероятно вызвано процессами, связанными с адсорбцией. В подслое наблюдается снижение концентрации меди до 0,54 % ат. Стоит отметить оттеснение таких элементов, как хром и никель непосредственно под слой. Их количество составило: хром — 1,40 % ат., никель — 1,96 % ат. Максимальное количество молибдена отмечено на поверхности, 1,57 % ат.

Представленные результаты указывают на высокое содержание меди на поверхности и уменьшение ее концентрации по мере удаления от поверхности диффузионного слоя. Для бора, наоборот, отмечается увеличение концентрации от поверхности к основанию диффузионного слоя. Хром и никель оттесняются к основанию диффузионного слоя, где наблюдается максимальная концентрация этих элементов. Таким образом, элементный анализ показывает содержание и характер распределения основных легирующих элементов, соответствующих химическому составу стали 5ХНМ.

Рентгенограмма, показанная на рис. 4, представлена в оригинальном виде, без дополнительного масштабирования и адаптации. Рентгенофазовый анализ поверхности боромедненного об-

Таблица 4

Изменение размеров образцов из стали 5ХНМ до и после насыщения бором и медью

Номер образца	Средний размер, мм		Среднее отклонение (прирост), мм
	до ХТО	после ХТО	
1	6,341	6,385	44
2	9,147	9,282	135
3	5,845	5,965	120
4	6,977	7,097	120
5	7,352	7,437	85

разца показал, что диффузионный слой состоит из боридов трех типов: FeB, Fe<sub>2</sub>B и Cr<sub>5</sub>B<sub>3</sub>. Наличие меди в чистом виде обусловлено тем, что медь не образует термически устойчивых соединений с бором или железом [4].

Измерение высоты образцов проводили до и после диффузионного насыщения. Результаты представлены в табл. 4.

Гистограмма на рис. 5 демонстрирует, что при введении в состав насыщающей смеси меди в количестве 16 % прирост размера составил 44 мкм; при содержании 20 % меди размер увеличился на 135 мкм; наличие меди в составе № 3 в количестве 24 % оказало влияние на изменение размера на 120 мкм; состав № 4, включающий в себя медь в количестве 28 %, показал увеличение размера на 120 мкм; разница размеров до и после ХТО при использовании состава № 5 составила 85 мкм.

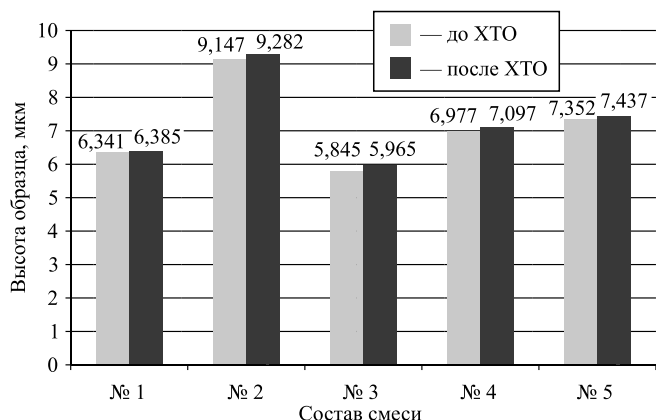


Рис. 5. Гистограмма изменения размеров

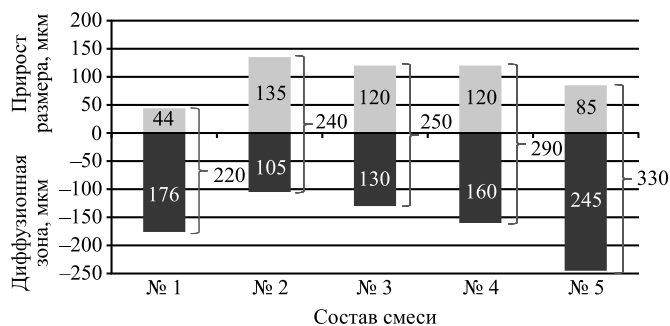


Рис. 6. Гистограмма толщины диффузионного слоя

Очевидно, что диффузионные процессы при насыщении бором и медью приводят к увеличению размеров образцов, независимо от содержания легирующих элементов в составе насыщающей смеси.

Гистограмма, представленная на рис. 6, показывает размеры диффузионных слоев и увеличение толщины слоя. При содержании в составе насыщающей смеси меди в количестве 16 % толщина диффузионного слоя составляет 220 мкм, из них 176 мкм ориентированы в глубь металла, при этом 44 мкм направлены на увеличение действительного размера до насыщения. Состав № 2 с содержанием меди 20 % показал общую толщину диффузионного слоя 240 мкм, размер увеличился на 135 мкм. Третий и четвертый составы насыщающей смеси с содержанием 24 % меди показали прирост размера 120 мкм. С использованием пятого состава с максимальным содержанием меди в количестве 32 % был получен диффузионный слой размером 360 мкм, разница размеров образца до и после ХТО составила 85 мкм.

### Выводы

Установлено, что диффузионное насыщение образцов из стали 5ХНМ в порошковых насыщающих смесях, содержащих бор и медь, приводит

к увеличению их размеров. Стоит отметить, что составы № 1 и 5 имеют наименьшее изменение размера. Составы № 2, 3, 4 стоит рекомендовать для восстановления поверхностей при износе. При этом общая толщина слоя увеличивается с повышением концентрации меди в насыщающей смеси.

*Авторы выражают благодарность ЦКП "Научные приборы" БГУ и лично директору Сергею Васильевичу Калашникову за помощь в проведении экспериментальных исследований.*

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гармаева И.А. Фазовый состав и кинетика формирования диффузионных слоев при борировании сталей: дис. ... канд. техн. наук. Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова. Барнаул. 2008.
2. Исследование изменения размеров образцов из стали 5ХНМ после борирования / Ю.П. Хараев и др. // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2012. № 2 (55). С. 62—64.
3. Влияние боромеднения на прочность и износостойкость среднеуглеродистой стали / В.И. Похмурский // Защитные покрытия на металлах. Вып. 5. Киев: Наукова думка. 1971. 172 с.
4. Исследование формирования диффузионных слоев на стали 20 при одновременном насыщении бором и медью / С.А. Лысых и др. // Современные наукоемкие технологии. 2018. № 9. С. 56—60.
5. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ / Дж. Гоулдстейн и др. М.: Мир, 1984. 303 с.
6. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 376 с.
7. Полянский И.П., Мишигдоржийн У.Л., Сизов И.Г. Термодинамический анализ формирования диффузионных слоев, полученных при бороалитировании из обмазок // Ползуновский вестник. 2016. № 3. С. 160—163.
8. Структурная модификация боридных слоев / М.Г. Крукович и др. // Новые материалы и технологии в машиностроении. 2014. № 19. С. 65—71.
9. Пат. 2477337, Российская Федерация, МПК С12С 8/70. Способ получения боридных покрытий из борной кислоты / В.Н. Корнопольцев. Заявитель и патентообладатель: Байкальский институт природопользования Сибирского отделения Российской академии наук (БИП СО РАН). Общество с ограниченной ответственностью "Малое инновационное предприятие "МЕГАРЕСУРС" (ООО "МИП "МЕГАРЕСУРС"); заявл. 24.05.2011; опубл. 10.03.2013.

В.П. Смоленцев, д-р техн. наук, Н.С. Поташникова, Н.Н. Ненахов  
(Воронежский государственный технический университет)  
E-mail: vsmolen@inbox.ru

## Расчет и обоснование режимов электроабразивной чистовой обработки многогранных каналов

Рассмотрен процесс обработки каналов различной формы с возможностью одновременного удаления припуска с нескольких сопряженных поверхностей по новому запатентованному способу. Создан оригинальный инструмент для электроабразивного процесса удаления припуска на стадии чистовой обработки. Показано влияние анодной составляющей комбинированного процесса, возможности его совершенствования путем снижения износа электрода. Рассмотрена динамика износа электрода и технологические режимы для нового инструмента при его продольной подаче с постоянным давлением, рассчитываемым по предлагаемой методике. Обоснован выбор напряжения на электроды, величина которого не противоречит результатам исследований других отечественных ученых. Приведены примеры использования нового инструмента для чистовой обработки каналов с сопряженным профилем сечений, используемых в системах охлаждения тепловых двигателей.

**Ключевые слова:** электроабразивный инструмент, объекты обработки, технологические режимы, износ, стойкость электродов, использование результатов.

*The process of processing various shapes with simultaneous removal of allowances from several mating surfaces using a new patented method is considered. An original tool has been created for the electro-abrasive process of stock removal at the finishing stage. The influence of the anodic component of the combined process, the possibility of its improvement by reducing the electrode wear is shown. The dynamics of electrode wear and technological modes for a new tool with its longitudinal feed with constant pressure, calculated by the proposed method, are considered. The choice of the voltage to the electrodes is substantiated, the value of which does not contradict the results of studies of other domestic scientists. Examples of the use of a new one for finishing treatment of channels with a conjugate profile of cross-sections used in cooling systems of heat engines are given.*

**Keywords:** electro-abrasive tools, objects of processing, technological modes, wear, durability of electrodes, use of results.

### Введение

Применение электродов-инструментов для комбинированной чистовой электроабразивной обработки деталей позволяет удалять основную часть припуска за счет анодного растворения токопроводящего материала заготовки, а механическое воздействие абразивных частиц (гранул) проявляется в основном при удалении из зоны обработки продуктов химических реакций. Это значительно (на порядок и более) снижает износ электроабразивного инструмента и дает возможность уменьшить потери времени на периодическую правку и замену кругов. При обработке каналов для охлаждения камер сгорания суммарная длина пазов достигает 500 м и более, а по техническим условиям требуется, чтобы инструмент имел стойкость до подналадки не менее, чем необходимо для изготовления одного паза.

Снижение износа электроабразивных кругов позволяет заменить алмазные режущие гранулы на более доступные и дешевые абразивные, а уменьшение сил резания открывает возможность изготавливать качественные электроды с корпусом из легкоплавких сплавов и с управ-

ляемым массовым выносом через внутренние каналы с применением аддитивных технологий при значительном снижении трудоемкости.

Для эффективного анодного растворения припуска детали требуется стабильный массовый вынос продуктов обработки из межэлектродного зазора, который обеспечивается абразивными гранулами, частично выступающими над поверхностью круга. Интенсифицировать процесс удаления продуктов обработки можно с использованием новых способов [1–3].

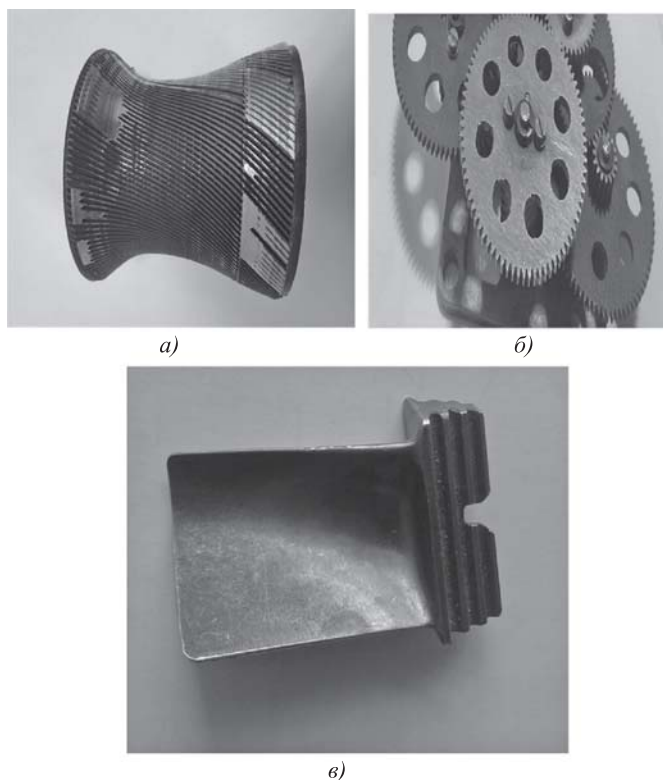
Припуски вдоль траектории обработки могут иметь размерные отклонения, что изменяет характер взаимодействия инструмента и детали, поэтому постоянный режим работы инструмента приводит к его повышенному износу. Для повышения стойкости инструмента требуются адаптивные режимы работы и гибкое управление перемещением (подачей) инструмента вдоль объекта обработки [2].

### Типовые объекты обработки

Наиболее производительной является чистовая обработка одновременно нескольких сопряженных

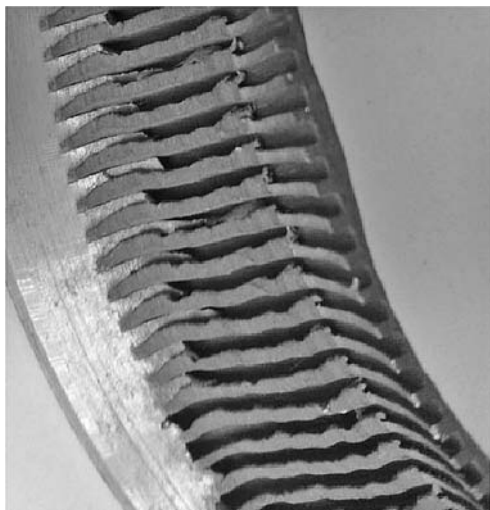
поверхностей, в которой возникает потребность при изготовлении каналов охлаждения тепловых двигателей, при шлифовании по методу копирования зубчатых колес, уплотнительных элементов и карманов облегчений лопаток газовых турбин и компрессоров авиационных двигателей и т.д.

Примеры таких изделий показаны на рис. 1. Детали выполнены из труднообрабатываемых черных



**Рис. 1. Типовые детали после чистовой обработки пазов и углублений:**

*a* — камера сгорания; *б* — зубчатые колеса; *в* — лопатка турбины



**Рис. 2. Профиль каналов в местах сопряжения пазов на наружной поверхности камеры сгорания**

и цветных металлов, отличаются сложной геометрической формой, ограниченным доступом к месту обработки, требуют высокого качества и точности обработки поверхностей и мест сопряжения.

При чистовой обработке межзубных углублений зубчатых колес и каналов охлаждения различного профиля требуется удалить небольшой припуск в целях выравнивания профиля и снижения шероховатости.

Размеры выступов на профилях каналов после фрезерования могут достигать 0,2...0,3 мм, но после чистовой обработки не должны превышать установленного технической документацией значения 0,15 мм для улучшения условий прохождения охлаждающей среды (рис. 2). Для уменьшения высоты выступов возможно применение электроабразивного метода чистовой обработки пазов. При этом необходимо обеспечить высокую стойкость электрода, что достижимо при комбинированной обработке. Пазы и углубления в местах облегчения лопаток (см. рис. 1, *в*), если они доступны для шлифования по способу копирования, могут также эффективно обрабатываться электроабразивным методом.

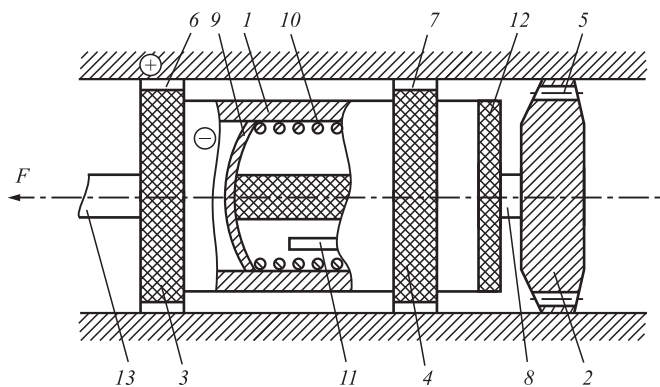
Если перед чистовой обработкой припуск изменяется, например за счет выступов, то целесообразно применять предложенный в работе [2] способ и инструмент с постоянной подачей. При этом потребуется незначительная модернизация станка для реализации нового варианта обработки.

### Способ комбинированной обработки с регулируемой подачей инструмента [2]

На рис. 3 приведена схема чистовой обработки каналов с закрытым сечением (трубы) новым методом, который может успешно применяться для окончательного формирования всего периметра полужакрытых каналов типа приведенных на рис. 1, *a*.

Метод комбинированной обработки и инструмент по патенту [2] (см. рис. 3) используют при подаче электрода-инструмента с постоянной силой  $F$ . При этом перемещение происходит после удаления основной части припуска анодным растворением рабочей частью электрода-инструмента  $I$  с участка заготовки под обработку перед дорнующим элементом 2. Величина припуска может быть переменной, но на всей длине заготовки соответствовать значению, обеспечивающему требуемое деформирование под действием постоянной силы  $F$ , задаваемой технологом в зависимости от материала детали или силы тока, подаваемого на инструмент. Ток подается через штангу  $I3$  (иногда гибким трубчатым токопроводом). Межэлектродный зазор между рабочей частью электрода-инструмента  $I$  и обрабатываемым участком заготовки детали поддерживается выступающей по периметру частью





**Рис. 3. Электрод и схема комбинированной обработки с постоянной подачей инструмента ( $F = \text{const}$ ):**

1 — рабочая часть электрода-инструмента; 2 — деформирующая часть (дорнующий элемент) инструмента; 3 — передняя диэлектрическая направляющая; 4 — задняя диэлектрическая направляющая; 5 — отверстия для пропускания жидкой рабочей среды; 6, 7 — пазы для протекания жидкости; 8 — тяга для связи рабочей части с дорнующим элементом; 9 — диафрагма; 10 — упругий элемент; 11 — шток механизма выключения подачи тока на рабочую часть электрода-инструмента; 12 — задняя диэлектрическая прокладка; 13 — штанга для подачи рабочей среды и перемещения электрода-инструмента

диэлектрических направляющих 3 и 4 с отверстиями 5 и пазы 6 и 7 для прокачки рабочей среды.

Рабочая часть 1 соединена с дорнующим элементом 2 тягой 8 и упругим элементом 10. На внутренней поверхности рабочей части электрода-инструмента 1 установлены прерыватель тока со штоком 11, диафрагма 9, а также задняя диэлектрическая прокладка 12, которая при необходимости ограничивает перемещение рабочей части электрода-инструмента вдоль оси инструмента. Для стабилизации процесса получения наклепа детали инструменту придают осциллирующие движения вдоль его оси. Дорнующий элемент 2 удерживает перемещение штанги 13 до тех пор, пока припуск под обработку заготовки напротив рабочей части электрода-инструмента не снизится за счет анодного растворения до величины, необходимой для получения дорнующим элементом 2 расчетного наклепа, обеспечивающего наилучшие эксплуатационные свойства упрочненной поверхности заготовки. Таким образом достигается гарантируемый расчетный наклеп, высокая точность, прочность и ресурс деталей при многоцикловых нагружениях.

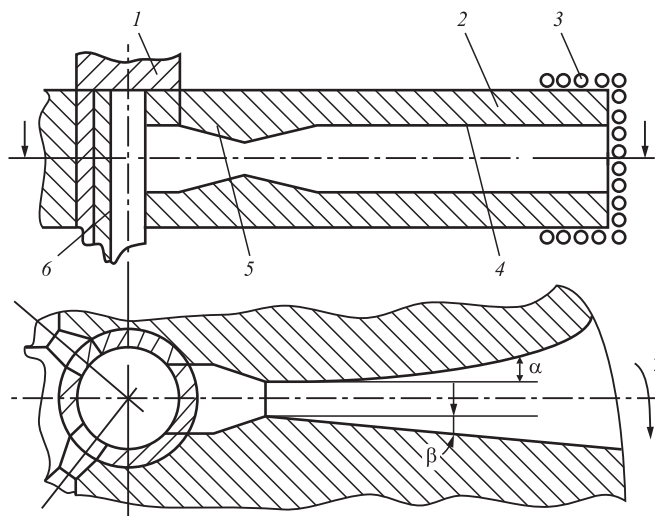
Опыт внедрения способа и инструмента для чистовой обработки труб трансмиссий вертолетов из сплава 40ХНМА показал, что при комбинированной обработке каналов достигается требуемая стабильность наклепа, повышение точности обработки на 1–2 квалитета и реализация безыносной схемы обработки каналов с переменным припуском в заготовке.

### Новый способ и инструмент для комбинированной малоизносной обработки

Применение известного способа [2] для формирования полузакрытых каналов потребовало создания нового способа [3] и инструмента для электроабразивной обработки сложнопрофильных каналов.

В предлагаемом способе [3] удаление припуска на чистовую обработку с заготовки детали осуществляют электроабразивным инструментом (рис. 4), установленным на шпинделе 1 станка. В корпусе электрода (круга) 2 аддитивным методом изготовлены каналы 4 и 5 с переменным профилем, где углы раскрытия канала  $\alpha$  и  $\beta$  выбраны в соответствии с рекомендациями [4] для сопел Лавала. Рабочая часть круга шаржирована одним или несколькими слоями крупных абразивных гранул 3. При вращении круга по стрелке 7 со скоростью на периферии  $v = 20...30$  м/с жидкая или газожидкостная рабочая среда подается в зону обработки через корпус инструмента 2 и за счет ее управляемого течения стабильно обеспечивает требуемый массовыйнос продуктов обработки.

По патенту [3] при прямом ходе инструмента жидкую рабочую среду подают на участок начала зоны обработки заготовки по профильным каналам через инструмент с требуемым расходом. После удаления припуска полярность тока переключают на обратную и в зону обработки заготовки детали подают воздушную струю в направлении между металлоабразивным инструментом и зоной



**Рис. 4. Электрод-инструмент для реализации способа по патенту [3]:**

1 — шпиндель станка; 2 — корпус электрода; 3 — абразивные гранулы; 4 — выходная часть канала в круге; 5 — входная часть канала; 6 — золотник для управления подачей рабочей среды через электрод; 7 — направление вращения круга

обработки заготовки детали для удаления продуктов обработки жидкой рабочей средой с давлением выше давления рабочей среды на входе в инструмент до прекращения ее вытекания из зоны обработки.

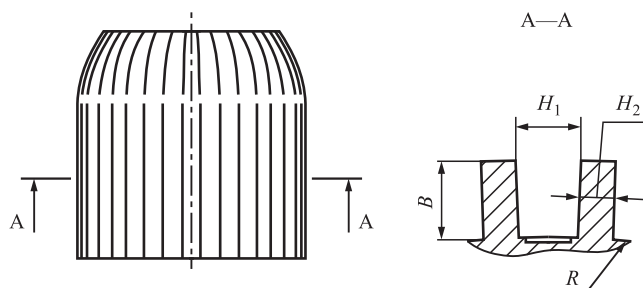
Корпус 2 металлоабразивного инструмента (см. рис. 4) выполнен из легкоплавкого токопроводящего сплава, что значительно ускоряет процесс формообразования каналов в инструменте. Корпус имеет форму участка для обработки, обратную геометрии обрабатываемой детали и в нем выполнены равномерно расположенные сопряженные профильные каналы с шагом на выходе из инструмента не более наименьшей длины зоны обработки заготовки детали.

Комбинированная чистовая обработка по патенту [3] перспективна для типовых деталей, примеры которых приведены на рис. 1, особенно в случае использования вязких материалов, где при механическом шлифовании может проявляться "засаливание" абразивных зерен, утрата ими режущих свойств и снижение стойкости инструмента, что крайне нежелательно при обработке деталей по схеме копирования.

Камеры сгорания в основном выполняются из жаропрочных и бронзовых сплавов с частичным покрытием теплозащитными многослойными покрытиями, которые трудно поддаются чистовой обработке шлифованием даже алмазным инструментом.

При использовании электрода, аналогичного приведенному на рис. 4, удается без снижения стойкости кругов выполнять чистовую обработку пазов и получать высоту микронеровностей меньше требуемых  $Ra = 0,16$  мкм.

Наиболее технологичными для охлаждающих систем являются каналы прямоугольного сечения, имеющие форму узкого паза (рис. 5) с размерами  $H_1 = 0,9...1,5$  мм,  $H_2 = 0,8...1,5$  мм,  $B = 1,0...7,0$  мм. Каналы перед чистовой обработкой имеют точ-



**Рис. 5. Типовое сечение охлаждающего канала камеры сгорания теплового двигателя:**

$H_1$  — ширина канала;  $H_2$  — толщина ребра между боковыми стенками паза;  $B$  — глубина канала;  $R$  — радиус паза в детали

ность 7—8-го качества, параметр шероховатости до  $Ra = 3,2$  мкм, часто выполняются фрезерованием дисковыми фрезами и на долбежных станках. Однако доступ традиционного металлорежущего инструмента в каналы ограничен и еще более усложняется с уменьшением ширины паза и увеличением его глубины. Использование нового метода комбинированной обработки в подобных случаях весьма перспективно.

### Методика расчета и назначения параметров электрода и режимов комбинированной обработки деталей

Размеры электрода, изготавливаемого по патенту [3], определяются характеристиками оборудования: установочными размерами (внутренний диаметр), предельным наружным диаметром устанавливаемого инструмента, его шириной, угловой скоростью шпинделя, величиной подачи и др. Для реализации способа [2] на станок должен быть установлен регулятор подачи инструмента, который представляет из себя пружину сжатия со стяжным болтом и шкалой измерения силы.

К особенностям электрода, кроме изложенных в патенте [3], относится выбор режущих гранул, вдавливаемых в рабочую часть корпуса инструмента из пластичного легкоплавкого материала. В зависимости от ширины канала  $H_1$  (см. рис. 5) может использоваться сквозное шаржирование. Основным достоинством электрода является высокая стойкость инструмента, что позволяет снизить затраты времени на его переточку и замену, а возможность удаления основной части припуска под чистовую обработку анодным растворением создает условия для применения малоизносного процесса, где функции резания сводятся к зачистке коллоидных продуктов обработки. Это позволяет заменить алмазный наполнитель инструмента на доступные и дешевые гранулы из карбида кремния или электрокорунда, что снижает расходы на инструмент.

При электроабразивной обработке используют более крупные абразивные гранулы, которые прочно удерживаются в пластичном материале корпуса и выступают из поверхностного слоя примерно на  $1/3$  размера зерна, что образует межэлектродный зазор  $0,05...0,1$  мм.

На переходных участках пазов наблюдаются местные выступы, размер которых ограничен техническими условиями (до  $0,15$  мм). При чистовой обработке шлифованием в этих местах возникали повышенные нагрузки на инструмент, что вызывало его износ и разрушение. Электроабразивная обработка по способу [3] с использованием способа [2] перегрузку электрода устраняет.

Для проектирования электроабразивного инструмента требуется рассчитать его начальную ширину в месте удаления припуска

$$H_{и} = H_1 + \Delta H_1^+, \quad (1)$$

где  $H_{и}$  — начальная ширина инструмента;  
 $\Delta H_1^+$  — максимальная ширина канала.

Ширина корпуса  $H_k$  электрода, выполняемого аддитивным методом, составит

$$H_k = H_1 + \Delta H_1^+ - 2H_r, \quad (2)$$

где  $H_r$  — высота выступания абразивного зерна.

Расчетная величина припуска  $Z$  под чистовую обработку рассчитывается с учетом нижнего предела ширины канала  $\Delta H_1^-$  и шероховатости поверхности заготовки  $Rz$ . Максимальный припуск на чистовую обработку

$$Z_{max} = \Delta H_1^+ + \Delta H_1^- + 2Rz. \quad (3)$$

Минимальный припуск  $Z_{min}$  при чистовой обработке боковых поверхностей пазов определяется шероховатостью заготовки

$$Z_{min} = nRz, \quad (4)$$

где  $n$  — число одновременно обрабатываемых боковых поверхностей.

При использовании способа [2] требуется назначить силу  $F$ , обеспечивающую продольное перемещение электрода, которое рассчитывается через давление  $P$  на инструмент, и площадь обработки, рассчитываемую как произведение величины припуска  $Z$  на половину длины дуги сегмента  $L_c$  высотой  $B$  (см. рис. 5) с наружным радиусом инструмента  $r_{и}$

$$F = 1/2PZn(L_c + H_1); \quad (5)$$

$$L_c = \sqrt{B(2r_{и} - 7/3B)}. \quad (6)$$

Зависимость силы воздействия инструмента  $P$  от припуска, материала и состояния обрабатываемой детали показана на (рис. 6). С учетом данных графиков и при обоснованных режимах обработки обеспечивается минимальный износ электрода, но при этом требуется учитывать, что при снижении давления уменьшается скорость подачи инструмента, поэтому в случае наличия в канале местных выступов, типа показанных на рис. 2, следует использовать адаптивное управление для подачи инструмента с возможностью снижения силы в местах сопряжений каналов.

Одним из основных технологических параметров электроабразивной обработки является напряжение на электродах  $U$ , обоснование выбора которого приведено на рис. 7, где показана возможность снижения износа инструмента при чи-

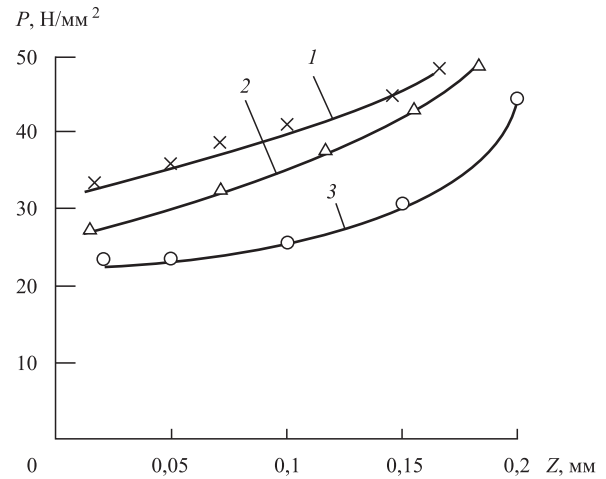


Рис. 6. Зависимость требуемой силы воздействия инструмента от обрабатываемого материала:

1 — жаропрочный сплав; 2 — титан; 3 — бронза

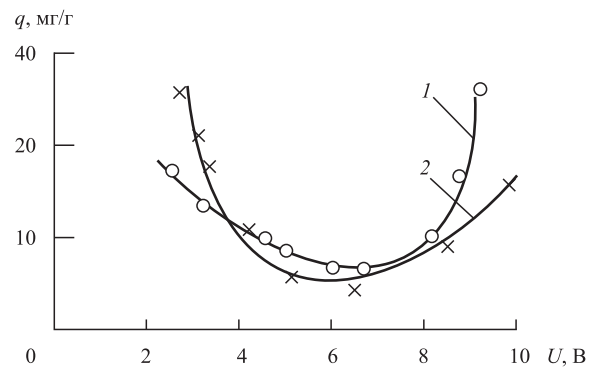


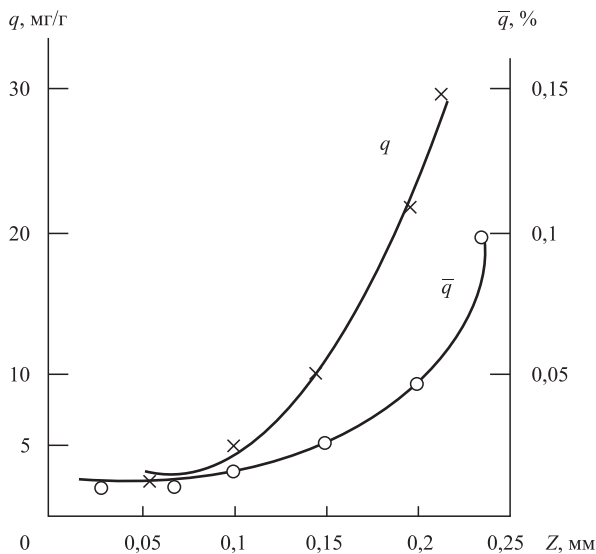
Рис. 7. Зависимость износа инструмента от напряжения на электродах для разных материалов заготовки:

1 — нержавеющая сталь; 2 — бронза

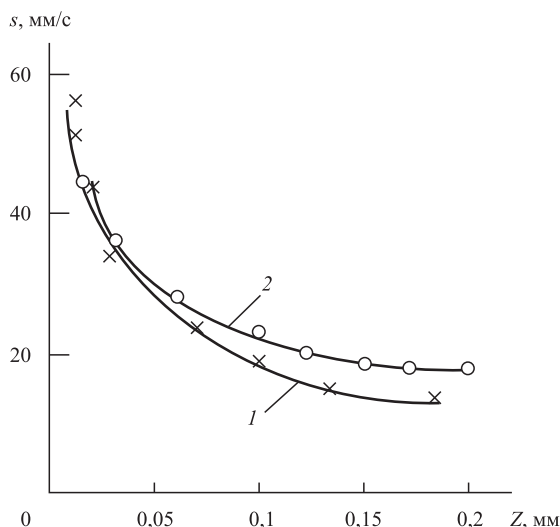
стойкой обработке каналов охлаждения в деталях из различных материалов, используемых для камер сгорания ракетных двигателей.

На выбор напряжения оказывают влияние и другие факторы, но с достаточной точностью можно принять для всех используемых материалов заготовок рабочий диапазон напряжений 4...8 В. Результаты, приведенные на рис. 7, хорошо согласуются с исследованиями других отечественных ученых [5]. На рис. 8 показан износ инструмента в зависимости от величины припуска. Здесь износ определяется значениями  $q$  и  $\bar{q}$ , где  $q$  представляет собой отношение массы материала, удаленного с инструмента, к снятому припуску, выраженное в мг/г, а  $\bar{q}$  — в процентах.

При чистовой обработке длинных каналов (общая длина пазов камер сгорания современных ракетных двигателей может превышать 500 м) с неровностями, аналогичными приведенным на рис. 2, желательно выбирать меньшие значения продольной подачи инструмента, ориентируясь на участки с выступами. Но тогда средняя скорость



**Рис. 8.** Износ инструмента при чистовой электроабразивной обработке по методу копирования (материал детали — бронза, напряжение — 5 В)



**Рис. 9.** Зависимость продольной подачи инструмента от материала заготовки: 1 — жаропрочный сплав; 2 — бронза

подачи (рис. 9) будет ниже возможной и снизится производительность процесса. Для реализации потенциальных возможностей комбинированной обработки целесообразно использовать адаптивное управление с изменением давления на инструмент в зависимости от высоты выступа, который определяет местный припуск.

Если принять на рис. 9 предельную (ограниченную допусками на каналы) величину припуска, равную 0,15 мм (в других случаях чистовой обработки этот показатель может быть значительно больше), то средняя величина подачи  $s$  будет для жаропрочных сплавов в диапазоне 20...25 мм/с, для бронзы — 25...30 мм/с. По сведениям на рис. 9 вы-

является возможность рассчитать технологическое время на чистовую обработку типового паза или всей детали. При оценке целесообразности включения в техпроцесс комбинированного способа можно использовать зависимость

$$T_3 \leq T_{и}, \quad (7)$$

где  $T_3$  — стойкость электрода между правками профиля;

$T_{и}$  — длительность чистовой обработки шлифованием с учетом суммарного времени простоев для правки или замены инструмента.

Для изготовления кондиционных деталей требуется, чтобы инструмент имел стойкость не ниже штучного времени, требуемого на изготовление одного паза в детали, так как иначе в месте поднастройки и при смене инструмента могут возникнуть недопустимые дефекты размеров и качества поверхности детали.

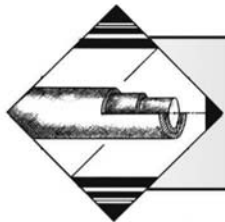
Общую стойкость электрода оценивают как количество кондиционных деталей, полученных после обработки пазов за период  $T_3$ .

Использование нового способа и инструмента позволило снизить расход материала электрода с 1,5...2,0 % при традиционных методах чистовой обработки до 0,01...0,1 % (0,12...0,19 мг/г) при комбинированном методе, что открывает перспективы использования разработанного инструмента для чистовой обработки вязких материалов и многослойных защитных покрытий.

Таким образом, создана и внедрена аддитивная технология изготовления нового инструмента для комбинированной обработки многогранных поверхностей при восстановлении деталей оборудования. Технология принята к внедрению для чистовой обработки каналов охлаждения горячей зоны жидкостных ракетных двигателей, что позволяет снизить трудоемкость операции до 3—4 раз.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Авторское** свидетельство № 663518. Способ электрохимической обработки / В.П. Смоленцев, В.С. Примак. 1979. Бюл. изобр. № 19.
2. **Авторское** свидетельство № 1657303. Способ электрохимикомеханической обработки / А.И. Болдырев, В.П. Смоленцев. 1984. Бюл. изобр. № 14.
3. **Патент** № 2740682 РФ. Способ электроабразивной обработки и металлоабразивный инструмент для осуществления способа / В.П. Смоленцев, Н.С. Поташникова, Е.В. Паничев, С.С. Юхневич, заявитель и патентообладатель ВГТУ. Заявка 2020109285 от 2.03.20. Оpub.19.01.21. Бюл. № 2.
4. **Абрамович Г.Н.** Прикладная газовая динамика. М.: Наука. 1976. 886 с.
5. **Комбинированная** электроалмазная обработка инструментальных сталей / А.С. Янушкин и др. Братск: БрГУ, 2009. 228 с.



<sup>1</sup>С.А. Чижик, д-р техн. наук, акад. НАН Беларуси, <sup>2,3</sup>Л.М. Акулович, д-р техн. наук, <sup>3</sup>М.Л. Хейфец, д-р техн. наук, <sup>4</sup>С.А. Клименко, д-р техн. наук, чл.-корр. НАН Украины, <sup>4</sup>В.И. Лавриненко, д-р техн. наук, <sup>4,5</sup>В.С. Майборода, д-р техн. наук, <sup>6</sup>А.И. Дикусар, д-р физ.-мат. наук, чл.-корр. АН Молдовы, <sup>6</sup>С. Ивашку, <sup>6</sup>Н. Казак, канд. техн. наук  
(<sup>1</sup>Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси, <sup>2</sup>Белорусский государственный аграрный технический университет, <sup>3</sup>Институт прикладной физики НАН Беларуси, <sup>4</sup>Институт сверхтвердых материалов имени В.Н. Бакуля НАН Украины, <sup>5</sup>Национальный технический университет Украины "КПИ имени Игоря Сикорского", <sup>6</sup>Институт прикладной физики АН Молдовы)  
E-mail: mlk-z@mail.ru

## Комбинированный способ упрочнения и финишной абразивной обработки поверхностей деталей в магнитном поле

*Рассмотрен метод и технологии нанесения покрытий на металлические поверхности электроискровыми разрядами с последующей упрочняющей абразивной обработкой в магнитном поле. Показаны возможности повышения износостойкости металлических поверхностей комбинированным методом легирования поверхностного слоя детали и уменьшения его шероховатости. Разработаны математические модели этих процессов, позволяющие оптимизировать технологии упрочняющих покрытий.*

**Ключевые слова:** магнитно-электрическое упрочнение, магнитно-абразивная обработка, износостойкие покрытия, ферромагнитный порошок, рабочий зазор.

*Method and technologies of coating metal surfaces by electric spark discharges with subsequent hardening abrasive treatment in a magnetic field are considered. The possibilities of increasing the wear resistance of metal surfaces by joint method of alloying the surface layer of the part and reducing its roughness are shown. Mathematical models of these processes have been developed, which make it possible to optimize the technologies of hardening coatings.*

**Keywords:** magnetic-electric hardening, magnetic-abrasive treatment, wear-resistant coatings, ferromagnetic powder, working gap.

### Введение

Многие детали мобильных машин, сельскохозяйственной и горнодобывающей техники работают в условиях коррозионно-абразивного изнашивания, а также воспринимают ударные нагрузки. С повышением скоростных и силовых параметров машин и механизмов интенсивность протекания процессов разрушения, деформирования, преобразования материала деталей в условиях эксплуатации значительно возросла. Для повышения срока службы таких деталей успешно применяют технологии термического упрочнения

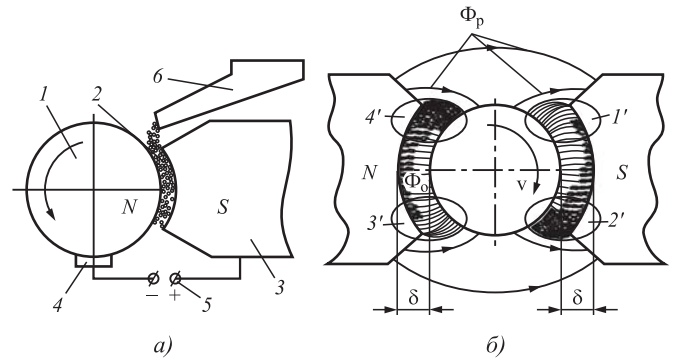
и нанесения покрытий, а в последние годы интенсивно развиваются новые способы плазменного и лазерного модифицирования поверхностей, обеспечивающие формирование наноструктурированных поверхностных слоев высокой твердости [1—4]. Рациональное сочетание материалов трущихся деталей и технологий их упрочнения с образованием защитных градиентных покрытий на рабочих поверхностях позволяет обеспечивать комплекс физико-механических характеристик поверхностных слоев, соответствующий эксплуатационным требованиям в конкретных условиях работы.

Машиностроение располагает достаточно большим количеством методов упрочнения поверхностей деталей. Однако накопленный опыт показывает, что не существует универсальных способов упрочнения поверхностей. Каждый способ имеет свою конкретную область рационального применения, вместе с тем многие из них исчерпали свои возможности. Поэтому в последнее время при разработке и совершенствовании способов упрочнения имеет место сочетание одновременно различных воздействий на упрочняемую поверхность, например, механических и химических, тепловых и механических, магнитных и лазерных, электромагнитных и др. Современные электрофизические и электрохимические методы реализуются за счет управления высокоэнергетическими концентрированными потоками энергии. Эти методы развиваются быстрыми темпами в силу универсальности используемых энергоносителей, простоты управления, наличия задела по еще не реализованным возможностям.

Во всех ведущих отраслях машиностроения растут темпы применения высокоэнергетических лучевых и электромагнитных методов упрочнения и обработки поверхностей деталей. Способы, основанные на использовании энергии света и магнитного поля, основанные на естественных неисчерпаемых источниках, являются наиболее перспективными. К их числу относится комбинированный способ упрочнения и финишной абразивной обработки поверхностей стальных деталей в магнитном поле, включающий нанесение покрытий электроискровыми разрядами с последующей финишной упрочняющей абразивной обработкой в магнитном поле, что приводит к изменению структурного состояния поверхностных слоев и формированию функционально-адаптированных покрытий широкого спектра действия, обеспечивающих повышение эксплуатационных свойств. Электромагнитные потоки наиболее просты в управлении и перспективны при создании установок для комбинированной упрочняюще-размерной технологии [5–9].

Классическая схема воздействия энергией магнитного поля при упрочнении наружных цилиндрических поверхностей — это когда заготовку располагают между полюсными наконечниками электромагнитов с определенным зазором, который заполняют ферромагнитным порошком (ФМП). На основе этой схемы реализованы два способа восстановления (упрочнения) и обработки поверхностей деталей машин [8, 9]:

— магнитно-электрическое упрочнение (МЭУ), когда полюсный наконечник магнита и заготовка подключены к источнику импульсного технологического тока (рис. 1, а);



**Рис. 1. Схемы МЭУ (а) и MAO (б) наружных цилиндрических поверхностей:**

1 — заготовка; 2 — токопроводящие "цепочки" из ФМП; 3 — полюсный наконечник магнита; 4 — скользящий контакт; 5 — источник технологического тока; 6 — бункер-дозатор ФМП; 1'–4' — зоны формирования режущего инструмента;  $\Phi_0$  — основной магнитный поток;  $\Phi_p$  — поток рассеяния;  $\delta$  — рабочие зазоры

— магнитно-абразивная обработка (MAO), когда источник технологического тока отсутствует, а ФМП обладает режущими свойствами (рис. 1, б).

Технология комбинированной упрочняющей и финишной размерной обработки на базе этих способов может быть реализована на одном и том же оборудовании [8, 10].

Сущность способа МЭУ состоит в том, что заготовку 1 и полюсный наконечник 3 электромагнита подключают к источнику технологического тока 5 с помощью скользящего контакта 4 (рис. 1, а). В зазор из бункера-дозатора 6 подают ФМП, частицы которого выстраиваются в токопроводящие "цепочки" 2 и замыкают электрическую цепь. При прохождении электрического разряда по "цепочке" частицы ФМП, находящиеся в контакте с поверхностью заготовки, оплавляются, а на месте расплавленных "цепочек" образуются точечные вкрапления расплава порошка. Поскольку ФМП подается непрерывно, то на месте расплавленных "цепочек" образуются новые, и процесс продолжается. Упрочненный слой формируется путем образования на поверхности детали множества точечных вкраплений из расплавленного материала частиц порошка. Покрытие наносят в один слой: первоначально на поверхности формируются единичные точечные вкрапления округлой формы, затем свободные участки заполняются новыми вкраплениями. При этом сплошность покрытия и его масса увеличиваются, а толщина практически не изменяется. Физико-механические свойства упрочненного поверхностного слоя зависят от химического состава композиционных ФМП, упрочняемого металла и технологических режимов обработки.

**Цели исследования** — выявить степень влияния технологических параметров МЭУ и МАО на технико-экономические показатели упрочняющей обработки и определить рациональные величины технологических режимов, обеспечивающих заданные выходные параметры процесса комбинированной обработки.

### Методики исследований

При исследовании процессов, в которых не установлены физические зависимости между технологическими факторами и выходными параметрами качества, принята общепризнанная [11–13] методология — многофакторное математическое моделирование, основанное на получении уравнений регрессии, описывающих технологический процесс в широком диапазоне взаимодействия входных факторов и взаимовлияния выходных параметров.

Экспериментальные исследования проводили на образцах из стали 30ХГС (ГОСТ 4543—2016), представляющих собой кольца с наружным диаметром 40 мм, внутренним — 16 мм и высотой 12 мм. Масса исходных образцов — 125 г. Образцы подвергали нормализации и обрабатывали до параметра шероховатости поверхности  $Ra = 12,5$  мкм.

Упрочнение поверхностей образцов проводили на экспериментальной установке модели УНП-1, смонтированной на токарно-винторезном станке модели 1Е61М. Механическую обработку образцов с покрытиями осуществляли шлифованием кругом из карбида кремния зернистостью 16...40. Финишную упрочняющую МАО выполняли на установке ЭУ-6.

Магнитную индукцию  $B$  в рабочем зазоре контролировали измерителем ИМИ-1 и регулировали силу тока в катушках электромагнитов  $I_k$ , определяемую из зависимости  $B = f(I_k)$ , построенной по экспериментальным данным.

Источником технологического тока при МЭУ принят инверторный источник питания модели Invertex V270 T [8]. Удельную длительность упрочнения  $\tau$  измеряли секундомером с точностью  $\pm 0,05$  с/см<sup>2</sup>. Массы образцов и подаваемого ФМП измеряли на весах аналитических ВЛА-200г-М.

Производительность МЭУ оценивали по массе покрытия, нанесенного на поверхность в единицу времени. Для определения сплошности покрытия на участках длиной 10 мм проводили измерения длины поверхности с покрытием в продольном и поперечном направлениях. Длину участков измеряли на большом инструментальном микроскопе БИМ-1Ц. Сплошность покрытия рассчитывали как отношение суммы длин с покрытием ко всей длине участка.

Математические модели процесса МЭУ строили на основе результатов экспериментальных

исследований нанесения покрытий из двухкомпонентного легированного порошка на основе железа Fe—2 % V по матрице центрального композиционного ротатбельного равномер-планирования. Обработка результатов экспериментов выполнена по алгоритму шагового регрессионного анализа с последовательным исключением из уравнения регрессии коэффициентов, статистически незначимых по критерию Стьюдента. Вычислительная процедура реализована в программе Mathcad с использованием библиотеки программного обеспечения оптимизации KNITRO 7.0 и мультистарта из 100 случайных точек факторного пространства. Адекватность регрессионной модели при 5%-ном уровне значимости определяли по критерию Фишера.

При МЭУ на постоянном уровне поддерживали следующие технологические факторы: размер зерен ФМП  $\Delta = 240...320$  мкм; величина рабочего зазора  $\delta = 1,0$  мм; расход рабочей жидкости (СОЖ — 5%-ный раствор эмульсола Э2 в воде) —  $0,4 \cdot 10^{-3}$  дм<sup>3</sup>/(с·мм<sup>2</sup>).

Варьируемые технологические факторы: магнитная индукция в рабочем зазоре  $B$ , Тл; плотность разрядного тока  $i$ , А/мм<sup>2</sup>; удельная длительность упрочнения  $\tau$ , с/см<sup>2</sup>; окружная скорость заготовки  $v$ , м/с; подача ферромагнитного порошка  $q$ , г/с.

Экспериментальные исследования влияния суперпозиции постоянного и импульсного магнитных полей на производительность МАО и шероховатость поверхности также проводили по пятифакторному композиционному планированию. С учетом суперпозиции полей, планирование для линейной модели дополняли опытами в центральных точках для перехода к квадратичной модели. В результате уравнения регрессии строили в виде полиномиальной модели второго порядка в нормированных координатах. Расчеты выполняли в программе STATISTICA, процедура GRM (General Regression Model — общая регрессионная модель). Задачу поиска рациональных режимов, обеспечивающих максимальную производительность, решали с использованием программы MSeXcel методом обобщенного приведенного градиента (ОПГ).

Износостойкость покрытий, полученных МЭУ с последующими механической обработкой и МАО, исследовали в условиях трения скольжения со смазкой на машине трения модели 2070 СМТ-1 по стандартной методике для схемы "диск—кошодка". Контртело из чугуна ХТВ имело высоту 10 мм, что позволяло сохранять измерительную базу. Линейные измерения образцов до и после испытаний проводили, используя оптический длинномер ИЗВ-1 (точность измерения 0,001 мм).

Для ускорения процесса изнашивания наплавленной поверхности использовали масляно-абра-

живную смесь, содержащую масло трансмиссионное ТМ-3-18 (Тап-15В) ГОСТ 23652—79 и 2 % карбида бора зернистостью 4...5 мкм. Время испытания износостойкости покрытий в различных условиях изнашивания принимали таким, чтобы пути трения для образцов, исследуемых на разных режимах, были одинаковыми. Путь трения составлял  $20 \cdot 10^3$  м при трении с обычным смазочным материалом и  $6 \cdot 10^3$  м при трении со смазочным материалом, загрязненным частицами абразива [8, 9].

Оценку износостойкости покрытий при сравнительных испытаниях проводили по средней для испытуемых покрытий интенсивности изнашивания  $\varepsilon$ , определяемой по формуле:

$$\varepsilon = \omega/h,$$

где  $\omega$  — линейный износ, мкм;

$h$  — путь трения за время испытаний, км.

При испытаниях определяли также момент и коэффициент трения. Коэффициент трения скольжения определяли по формуле:

$$f = 2M_{тр}/(DP),$$

где  $M_{тр}$  — момент трения, Н·м;

$P$  — нагрузка на образец, Н;

$D$  — номинальный диаметр образца, м.

### Результаты исследований и их обсуждение

**Магнитно-электрическое упрочнение.** При МЭУ интервалы варьирования управляющих технологических факторов приведены в табл. 1.

В результате проведенных экспериментов и обработки их результатов получены уравнения регрессии в нормированных координатах, определяющие зависимости производительности процесса МЭУ  $Q$ , мг/мин, и сплошности покрытия СП, %, от управляющих технологических факторов:

$$Q = 224,61 + 6,43X_1 + 1,96X_2 - 1,89X_3 + 0,33X_4 + 1,76X_5 + 1,66X_1X_2 - 1,21X_1X_3 + 1,59X_1X_4 - 1,94X_1X_5 - 2,26X_2X_3 - 2,34X_2X_5 + 2,24X_3X_5 + 0,19X_4X_5 - 4,18X_1^2 - 0,78X_2^2 - 1,73X_3^2 - 0,26X_4^2 - 0,23X_5^2; \quad (1)$$

$$СП = 95,49 + 6,47X_1 + 2,58X_2 + 5,30X_3 + 3,25X_4 + 2,42X_5 + 0,95X_1X_2 - 1,40X_1X_3 + 2,80X_3X_4 - 0,98X_1X_5 - 0,70X_2X_3 - 0,53X_2X_5 + 0,73X_3X_5 - 2,53X_4X_5 - 2,11X_1^2 - 0,24X_2^2 - 1,66X_3^2 - 4,14X_4^2 - 1,61X_5^2. \quad (2)$$

Результаты расчета значений статистических критериев представлены в табл. 2.

Полученные математико-статистические модели процесса МЭУ позволяют установить степень

Таблица 1

#### Интервалы варьирования технологических факторов

Уровень факторов	Технологические факторы				
	$B$ , Тл	$i$ , А/мм <sup>2</sup>	$\tau$ , с/см <sup>2</sup>	$v$ , м/с	$q$ , г/с
	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$X_4$	$X_5$
Основной (0)	0,60	1,80	2,50	0,06	0,17
Верхний (+1)	0,75	2,20	3,00	0,08	0,20
Нижний (-1)	0,45	1,40	2,00	0,04	0,14
Звездная точка (+ $\alpha$ )	0,90	2,60	3,50	0,10	0,23
Звездная точка (- $\alpha$ )	0,30	1,00	1,50	0,02	0,11

Таблица 2

#### Статистические оценки результатов опытов

Параметры оптимизации МЭУ		$Q$ , мг/мин	СП, %
Дисперсия воспроизводимости		0,316	1,98
Дисперсия адекватности		0,180	3,84
Критерий Фишера	Экспериментальный	1,75	1,94
	Критический	2,96	2,01

Таблица 3

#### Степень влияния технологических режимов на производительность МЭУ и сплошность покрытия

Параметр	Влияние параметра, %	
	на производительность	на сплошность покрытия
Магнитная индукция $B$ , Тл	51,98	32,32
Плотность разрядного тока $i$ , А/мм <sup>2</sup>	15,84	12,89
Удельная длительность упрочнения, $\tau$ с/см <sup>2</sup>	15,28	26,47
Окружная скорость заготовки $v$ , м/с	2,67	16,23
Подача ферромагнитного порошка $q$ , г/с	14,23	12,09

и характер влияния технологических режимов на производительность МЭУ и сплошность покрытий (табл. 3), а также диапазоны рациональных режимов упрочнения.

Анализ математико-статистических моделей (1) и (2) и данных табл. 1 показывает, что в порядке убывания значимости влияния на исследуемый параметр технологические режимы можно расположить в следующие ряды:

$$Q: B \rightarrow i \rightarrow \tau \rightarrow q \rightarrow v;$$

$$СП: B \rightarrow \tau \rightarrow v \rightarrow i \rightarrow q.$$



По обобщенной значимости степень влияния технологических параметров в порядке ее убывания располагается в такой последовательности: магнитная индукция  $B$ , удельная длительность упрочнения  $\tau$ , плотность разрядного тока  $i$ , подача ферромагнитного порошка  $q$  и окружная скорость заготовки  $v$ .

При анализе влияния конкретного технологического параметра на исследуемые параметры процесса в уравнениях (1) и (2) все остальные режимы были стабилизированы на нулевом уровне. Каждая зависимость представлена в графическом виде и приведено ее физическое толкование.

Наибольшее влияние как на производительность процесса МЭУ, так и на сплошность покрытия оказывает магнитная индукция  $B$  в рабочем зазоре. При ее увеличении до 0,75 Тл интенсивно возрастают производительность процесса и сплошность покрытия (рис. 2, а).

Такой характер зависимостей можно объяснить тем, что значение магнитной индукции влияет не только на интенсивность образования цепочек-

микроэлектродов из зерен упрочняющего ФМП, но и на электрическую проводимость этих токопроводящих цепочек. При прохождении электрического тока по образовавшимся цепочкам последние можно рассматривать как проводники с током, находящиеся во внешнем магнитном поле. На элемент цепочки длиной  $\Delta l$  в рабочем зазоре действует сила

$$\Delta F = IB\Delta l,$$

где  $I$  — сила разрядного тока в цепочке,  $A$ .

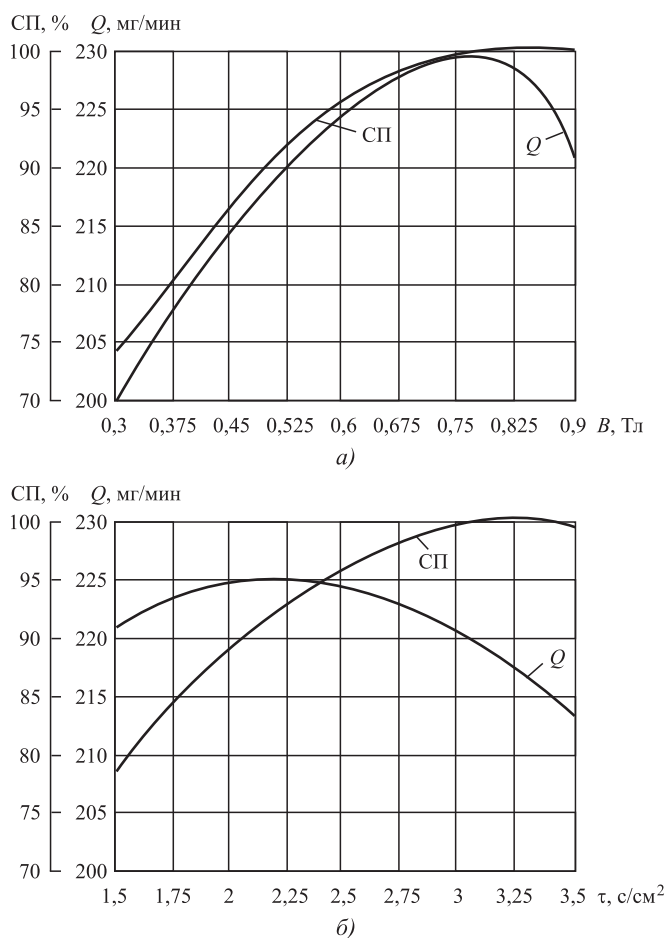
Если цепочка располагается строго вдоль магнитных силовых линий, то сила  $\Delta F$  равна нулю. Однако в реальном процессе в рабочем зазоре одновременно формируется множество токопроводящих цепочек с различной электрической проводимостью и некоторые из них могут иметь направление, не совпадающее с направлением магнитных силовых линий. В таком случае на зерна ферромагнитного порошка действуют силы  $\Delta F$  и силы взаимодействия токов в цепочках, которые с увеличением магнитной индукции способны разорвать цепочку до момента прохождения электрического разряда и расплавления зерен. Этим можно объяснить наличие экстремумов в зависимостях на рис. 2, а.

Вторым по значимости технологическим режимом является удельная длительность упрочнения  $\tau$ , качественное влияние которой и на производительность процесса, и на сплошность покрытия одинаковое (рис. 2, б). Однако максимум производительности достигается при длительности упрочнения 2,25 с/см<sup>2</sup>, а максимум сплошности покрытия — при длительности упрочнения 3,25 с/см<sup>2</sup>.

Для выявления причин снижения массы наносимого покрытия с увеличением времени упрочнения была проведена серия экспериментов, результаты которых позволили раскрыть механизм формирования покрытия.

С увеличением времени упрочнения производительность МЭУ повышается, достигает максимального значения, затем уменьшается (рис. 3).

Упрочненный слой формируется путем образования на поверхности детали множества точечных вкраплений из расплавленного материала частиц порошка. Образовавшиеся после первых разрядов точечные вкрапления материала порошка выступают над поверхностью детали. Являясь концентраторами магнитного поля, они притягивают последующие цепочки из частиц порошка и тем самым способствуют возникновению электрических разрядов на уже упрочненной поверхности. В результате воздействия электрических разрядов первоначальные вкрапления частично разрушаются. Следовательно, процесс МЭУ одновременно сопровождается двумя явлениями: нанесением покрытия и его эрозией.



**Рис. 2. Зависимость производительности  $Q$  МЭУ и сплошности покрытия СП от:**  
 а — магнитной индукции; б — удельной длительности упрочнения

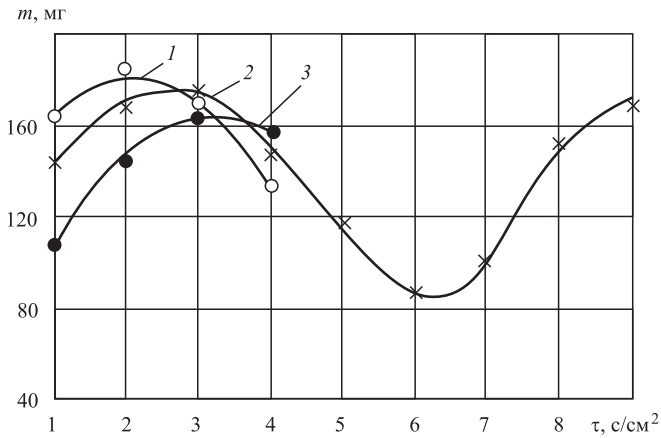


Рис. 3. Зависимости изменения массы покрытия  $m$  от удельной длительности упрочнения  $\tau$  при напряжении между полюсами 34 В (1), 29 В (2), 23 В (3)

Масса наносимого покрытия в каждый момент времени зависит от того, какое явление превалирует. Из рис. 3 видно, что на восходящей линии зависимости превалирует нанесение покрытия, а на нисходящей — явление эрозии.

Покрытие наносится в один слой: первоначально на поверхности формируются единичные точечные вкрапления округлой формы, затем свободные участки заполняются новыми вкраплениями. При этом сплошность покрытия (см. рис. 3) и его масса увеличиваются, а толщина практически не изменяется. Рельеф упрочненной поверхности состоит из хаотически расположенных выступов и мелких лунок. Продолжительность упрочнения, в течение которого масса перенесенного материала порошка на поверхность детали достигает первого максимума, считается оптимальной.

Из рис. 2, б следует, что компромиссное значение величины удельной длительности упрочнения для производительности МЭУ и сплошности покрытия находится в интервале 2,25...3,25 с/см<sup>2</sup>. Из полученных данных можно сделать вывод, что МЭУ следует вести с удельной длительностью упрочнения  $\tau$ , не превышающей 2,8 с/см<sup>2</sup>.

Существенное влияние на производительность  $Q$  процесса и сплошность покрытия оказывает плотность разрядного тока  $i$  (рис. 4, а).

Плотность разрядного тока характеризует степень энергетического воздействия электрических разрядов при расплавлении металла зерен и формировании покрытия. При увеличении плотности разрядного тока до 2,4 А/мм<sup>2</sup> происходит интенсивное преобразование электрической энергии в тепловую, необходимую для расплавления материала зерен ферромагнитного порошка, расположенных в цепочках-микроэлектродах, и осаждение расплава на упрочняемой поверхности. При большей плотности разрядного тока мощность

подводимой энергии возрастает, в результате чего увеличивается производительность процесса МЭУ и сплошность покрытия. Вместе с тем при превышении максимального значения плотности тока (более 2,4 А/мм<sup>2</sup>) производительность снижается, так как, согласно источникам [8, 9], возрастает вероятность возникновения электрического разряда

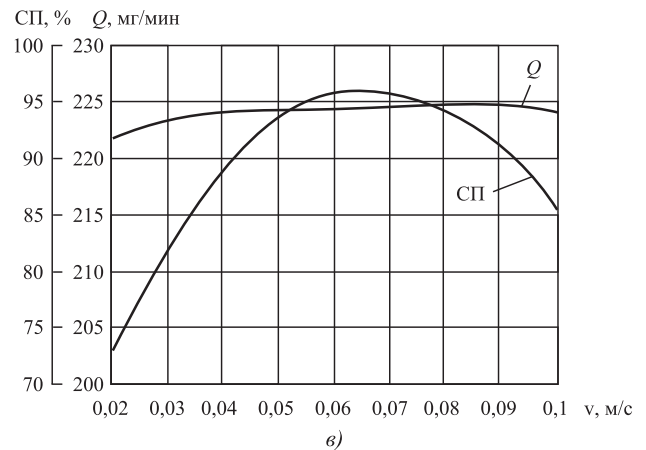
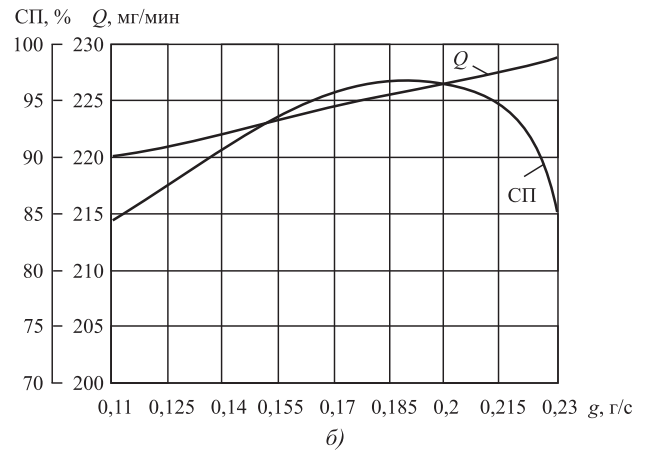
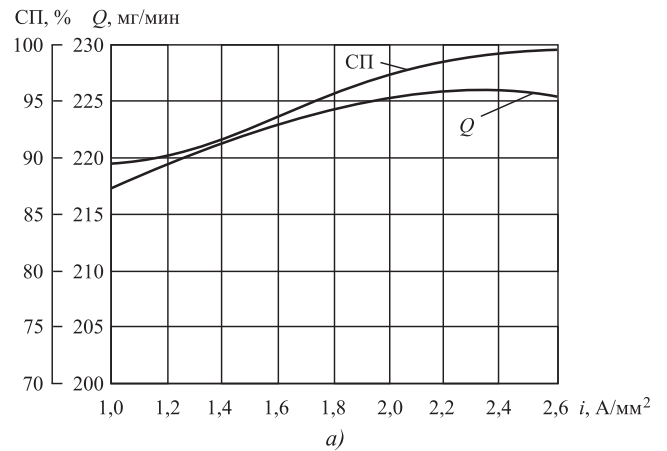


Рис. 4. Зависимость производительности  $Q$  МЭУ и сплошности покрытия СП от: а — плотности разрядного тока  $i$ ; б — подачи ферромагнитного порошка в рабочий зазор; в — окружной скорости заготовки

у поверхности полюсного наконечника по причине увеличения коэффициента передачи энергии.

Плотность разрядного тока при МЭУ определяется как мощностью, формой и частотой импульсов источника технологического тока, так и электрической проводимостью токопроводящих цепочек, зависящей от магнитной индукции [8]:

$$R_{i(i+1)} = \rho_f t_f / (\pi r^2 f_{\text{ц}}^{0,75}), \quad (3)$$

где  $R_i$  — сопротивление в контакте;

$\rho_f$  — удельное сопротивление оксидной пленки;

$t_f$  — суммарная толщина оксидной пленки;

$r$  — радиус зоны контакта;

$f_{\text{ц}}$  — сила прижима частицы ФМП к упрочняемой поверхности

$$f_{\text{ц}} = \frac{4}{3} \sum_{i=1}^n \frac{\Delta_i^2 b_i K B_{vi}^2}{\mu(L_i + \Delta_i)}, \quad (4)$$

где  $n$  — число частиц в цепочке-микроэлектроде;

$L_i$  — расстояние от границы  $i$ -й частицы до оси упрочняемой поверхности, м;

$\Delta_i, b_i$  — размеры большой и малой осей эллипсоида, описывающего  $i$ -ю частицу ФМП, м;

$\mu$  — магнитная проницаемость порошкового материала, Гн/м;

$K$  — магнитная восприимчивость материала ФМП, Гн/м;

$B_{vi}$  — мгновенная индукция внешнего переменного магнитного поля на границе  $i$ -й частицы порошка в рабочем зазоре, Тл.

Из (4) следует, что сила прижима  $f_{\text{ц}}$  цепочки-микроэлектрода к обрабатываемой поверхности определяется размерами зерен ФМП и неоднородностью внешнего магнитного поля в рассматриваемой точке рабочего зазора.

Область рационального значения плотности разрядного тока  $i$  (см. рис. 4, а) находится в пределах  $2,1 < i < 2,4$  А/мм<sup>2</sup>.

Зависимости производительности и сплошности покрытия от подачи ферромагнитного порошка в рабочий зазор  $q$  неоднозначны (рис. 4, б). Линейная зависимость производительности от подачи порошка логически вполне понятна: чем больше подаем порошка, тем больше масса переносимого его расплава. С увеличением подачи порошка в рабочем зазоре образуется большее количество токопроводящих цепочек. Это повышает производительность МЭУ.

Характер зависимости сплошности покрытия от подачи порошка можно объяснить тем, что наличие в рабочем зазоре одновременно большого количества токопроводящих цепочек резко увеличивает электрическую проводимость рабочего зазора и при этом появляется опасность возникновения короткого замыкания межэлектродного

промежутка. Экспериментально установлено пороговое значение подачи ферромагнитного порошка в рабочий зазор  $q = 0,2$  г/с, свыше которого количество токопроводящих цепочек сильно возрастает. Поэтому подача порошка не должна превышать 0,2 г/с. Это значение соответствует точке пересечения графиков зависимостей на рис. 4, б.

Влияние окружной скорости заготовки  $v$  на производительность  $Q$  и сплошность покрытия СП приведено на рис. 4, в, из которого следует, что окружная скорость заготовки не оказывает существенного влияния на производительность МЭУ. Функциональное назначение этого фактора состоит в подводе к рабочей зоне новых участков упрочняемой поверхности.

В интервале 0,02...0,10 м/с окружной скорости движения упрочняемой поверхности резкое изменение сплошности покрытия с возрастания на убывание может быть вызвано следующими причинами:

— с увеличением скорости вращения заготовки происходит принудительный разрыв возникших электрических разрядов "убегающей" зоной контакта;

— происходит повторный подвод одних и тех же участков поверхности, что вызывает частичную эрозию предшествующих вкраплений материала ФМП;

— с увеличением скорости вращения заготовки часть зерен ФМП под действием сил трения уносится из рабочего зазора до возникновения электрического разряда.

Таблица 4

**Рациональные величины технологических режимов, обеспечивающие максимальные производительность МЭУ и сплошность покрытия**

Параметр	Значение технологического параметра, обеспечивающее максимальную		Компромиссный вариант
	производительность МЭУ	сплошность покрытия	
Магнитная индукция $B$ , Тл	0,7	0,8	0,75
Плотность разрядного тока $i$ , А/мм <sup>2</sup>	2,1	2,4	2,4
Удельная длительность упрочнения $\tau$ , с/см <sup>2</sup>	2,25	3,25	2,6...2,8
Окружная скорость заготовки $v$ , м/с	0,05...0,08	0,065	0,065
Подача ферромагнитного порошка $q$ , г/с	0,23	0,19	0,2

Установлено [8, 9], что продолжительность электрического разряда при МЭУ составляет  $(1...2) \cdot 10^{-3}$  с. За это время в проведенных экспериментах упрочняемая поверхность перемещалась на расстояние не более 0,2 мм, что при диаметре вкрапления 1...2 мм исключает принудительный разрыв электрических разрядов.

Следовательно, уменьшение сплошности покрытия с увеличением окружной скорости заготовки можно объяснить тем, что часть зерен ФМП уносится из рабочего зазора до электрического разряда под действием центробежной силы и силы трения зерен при их контакте с образовавшимися на поверхности неровностями в виде выступающих вкраплений металла порошка. Область рационального значения окружной скорости заготовки  $v$  находится в пределах  $0,06 < v < 0,07$  м/с.

Проведенный анализ влияния технологических режимов на производительность МЭУ и сплошность покрытий позволил определить их рекомендуемые значения (табл. 4).

**Магнитно-абразивная обработка.** После МЭУ механическая обработка поверхностей с износостойкими покрытиями включает шлифование и последующую МАО. Анализ известных технологических схем и конструкций электромагнитных систем (ЭМС) устройств МАО показал [14, 15], что наибольшая производительность процесса достигается при сообщении зернам ФАП пульсирующих движений (рис. 5), во время которых зерна смогут переориентироваться и сменить режущую кромку.

Это обеспечивается суперпозицией основного и дополнительного магнитных полей. Для "регенерации" щетки и более интенсивного перемешивания ФАП в рабочем зазоре используется дополнительная ЭМС, позволяющая получить наибольшее значение переменной составляющей магнитной индукции (2,0 Тл и более) при заданной частоте и скважности пульсаций ЭМП.

Исследовали производительность МАО,  $Y_1 - \Delta m$ , мг/с, и изменение параметра шероховатости поверхности,  $Y_2 - \Delta Ra$ , мкм, в зависимости от исходных значений  $Ra$ .

За постоянные факторы были приняты: порция порошка на обработку одного образца  $m_n = 4$  г; магнитная индукция основной магнитной системы  $B_0 = 0,9$  Тл; рабочий зазор основной магнитной системы  $\delta_0 = 1$  мм; зернистость ферроабразивного порошка FeTiC  $\Delta = 100...160$  мкм; рабочий зазор дополнительной магнитной системы  $\delta_d = 2$  мм.

Независимыми переменными являлись (табл. 5):  $\tau$  — время обработки, с;  $B_d$  — магнитная индукция дополнительной магнитной системы, Тл;  $v$  — скорость главного движения, м/с;  $u$  — интервал включения дополнительной магнитной сис-

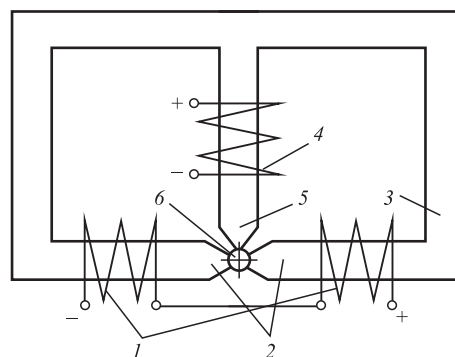


Рис. 5. Схема МАО с дополнительной магнитной системой:

1, 4 — катушки электромагнитов; 2, 5 — полюсные наконечники; 3 — магнитопровод; 6 — заготовка

Таблица 5

**Интервалы варьирования независимых факторов**

Уровни факторов $X_i$	$\tau$ , с	$B_d$ , Тл	$v$ , м/с	$u$ , с	$\tau_d$ , с
	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$X_4$	$X_5$
-1	30	1,1	0,1	5	2
0	60	1,5	0,5	15	4
+1	90	1,9	0,9	25	6

темы, с;  $\tau_d$  — продолжительность цикла работы дополнительной магнитной системы, с.

В результате проведенных экспериментов получены уравнения регрессии:

$$\Delta m = 4,45 - 0,71X_1 + 0,43X_2 + 1,88X_3 - 0,52X_1X_3 + 0,25 X_1X_4 + 0,36X_2X_3 + 0,18X_2X_5 + 0,39X_2^2 - 0,73 X_3^2; \quad (5)$$

$$\Delta Ra = 0,866Ra_{исх} - 0,265 + 0,033X_2 + 0,019X_2X_4 - 0,025 X_2X_5 - 0,018X_3X_5 - 0,041X_1^2. \quad (6)$$

Из анализа уравнения регрессии (5) следует, что наибольшее влияние на производительность МАО оказывает скорость главного движения  $v$  ( $X_3$ ) (рис. 6).

Пульсирующий характер дополнительного магнитного поля позволяет осуществлять регенерацию абразивной щетки путем перераспределения магнитного потока по сечению рабочего зазора и кратковременного изменения величины и направления градиента магнитной индукции, что вызывает значительное снижение шероховатости (рис. 7).

Характер взаимодействия факторов  $B_d$  и  $u$  ( $X_2X_4$ ) указывает на то, что управлять параметром шероховатости  $Ra$  поверхности можно путем изменения магнитной индукции с одновременным увеличением числа включений дополнительного магнитного поля. Уменьшить шероховатость поверхности можно

также увеличением скорости резания [см. взаимодействие факторов  $v$  и  $\tau_d$  ( $X_3 X_5$ ) в (6)].

Установлено, что максимальная шероховатость поверхности при MAO с дополнительной магнитной системой может быть достигнута на режимах обработки, приведенных в табл. 6.

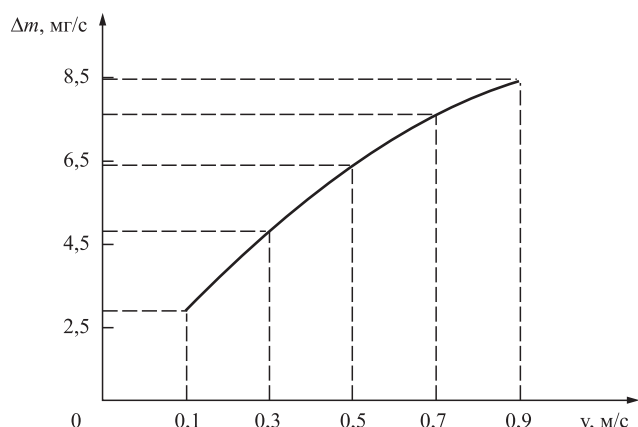


Рис. 6. Зависимость производительности MAO от скорости главного движения

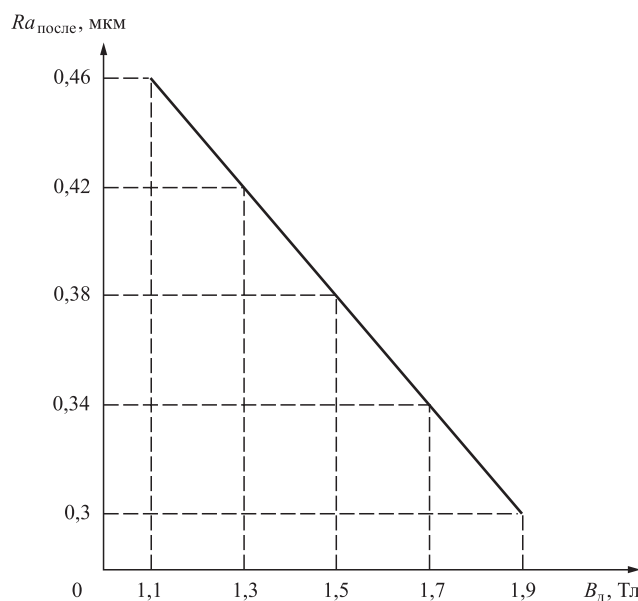


Рис. 7. Зависимость шероховатости поверхности от значения магнитной индукции  $B_d$  дополнительной магнитной системы

Таблица 6

Рациональные значения технологических режимов

$X_1$	$X_2$	$X_3$	$X_4$	$X_5$	Расчетное значение $\Delta Ra$ , мкм
0	1	1	1	-1	$0,87Ra_{\text{исх}} - 0,17$
$\tau, \text{ с}$	$B_d, \text{ Тл}$	$v, \text{ м/с}$	$u, \text{ с}$	$\tau_d, \text{ с}$	
60	1,9	0,9	25	2	

**Магнитное упрочнение.** Известно [16], что при воздействии импульсным магнитным полем на металл в нем происходит направленная ориентация свободных электронов. Эта ориентация происходит тем интенсивнее, чем выше структурная неоднородность металла. В неоднородной кристаллической структуре интенсивно возникают вихревые токи, которые нагревают участки неоднородностей структуры металла, вследствие чего увеличивается тепло- и электропроводимость металла. Взаимодействие энергии магнитного поля с внутренней энергией материала приводит к появлению местных перенапряжений. В тех местах, где эти локальные перенапряжения превышают предел упругости материала, формируются очаги пластической деформации. С увеличением плотности дислокации сталь претерпевает своеобразный наклеп, что выражается в изменении параметра решетки мартенсита и образовании мелкозернистой структуры.

Указанные явления проявляются в процессе магнитно-электрического упрочнения (МЭУ) и магнитно-абразивной обработки (MAO), особенно с применением пульсирующего магнитного поля. Многократное пространственное перемагничивание обрабатываемой поверхности и силовое воздействие зерен порошка на нее способствуют упрочнению тонкого поверхностного слоя материала, увеличению микротвердости и износостойкости, снижению величины растягивающих остаточных напряжений.

**Износостойкость поверхности.** Результаты триботехнических испытаний поверхностей образцов представлены в табл. 7 и 8. Разброс экспериментальных данных не превышает 7%. Анализ результатов показывает, что минимальный износ пар сопряжений получен для покрытий из ферромагнитного порошка ФБХ-6-2 (рис. 8). Так, износостойкость этих покрытий в 1,7...1,9 раза выше износостойкости эталона. Это можно объяснить наличием в структуре покрытия остаточного аустенита — пластичной и более мягкой фазы, которая выполняет роль демпфера, снижающего динамические нагрузки на поверхность и ускоряет процесс приработки пары "деталь—контртело" [8, 9]. При этом положительная роль метастабильного аустенита состоит в том, что он хорошо сопротивляется абразивному изнашиванию вследствие деформации при трении в поверхностном слое мартенсита и прочно удерживает от выкрашивания мелкие карбиды хрома и бора. Минимальный износ пары трения "покрытие из порошка ФБХ-6-2 — чугун ХТВ" можно также объяснить более высокой сплошностью покрытий из материала этого порошка.

Триботехнические характеристики упрочненных поверхностей\*

Материал ФМП	Интенсивность изнашивания, мкм/км		Момент трения $M_{тр}$ , Н·м		Коэффициент трения $f$	
	с маслом	с маслом и частицами абразива	с маслом	с маслом и частицами абразива	с маслом	с маслом и частицами абразива
Fe—2 % V	2,1	3,2	0,72	0,84	0,10	0,12
Fe—Ti	2,7	4,2	0,61	0,83	0,08	0,10
ФБХ-6-2	1,7	2,4	0,65	0,78	0,09	0,11
Сталь 45 (эталон)	3,2	4,7	0,71	0,84	0,10	0,12

Примечание.  $P = 2,5$  МПа;  $v = 2,0$  м/с ( $n = 750$  мин<sup>-1</sup>);  $T = 293$  К.

Таблица 8

Интенсивность изнашивания контртела

Материал ФМП	Интенсивность изнашивания контртела (колодка из чугуна ХТВ), мкм/км	
	с маслом	с маслом и частицами абразива
Fe—2 % V	2,5	3,5
Fe—Ti	2,5	4,1
ФБХ-6-2	2,8	3,7
Сталь 45 (эталон)	3,5	4,8

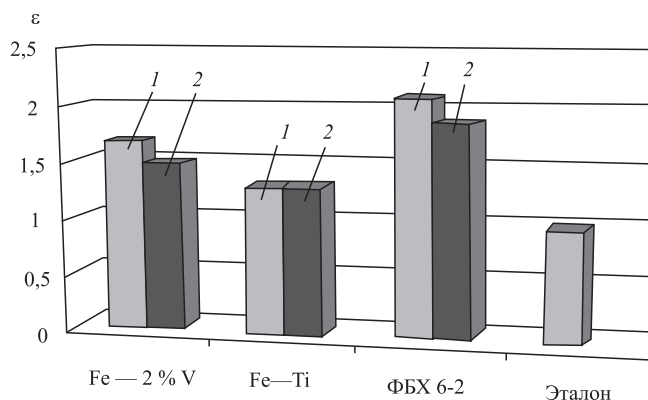


Рис. 8. Диаграммы относительной износостойкости покрытий и эталона в условиях трения скольжения: 1 — трение с маслом; 2 — трение с маслом и частицами абразива

Износостойкость покрытий из ФМП Fe—2 % V по сравнению с эталоном больше в 1,3...1,5 раза. Покрытия из ФМП Fe—Ti имеют износостойкость, близкую к износостойкости эталона.

Пара трения Fe—Ti — чугун ХТВ имеет по сравнению с другими ("покрытие из порошка

ФБХ-6-2 — чугун ХТВ" и "покрытие из порошка Fe—2 % V — чугун ХТВ") наибольший момент и коэффициент трения скольжения.

### Выводы

Рассмотрены комбинированные методы и технологии нанесения покрытий на металлические поверхности электроискровыми разрядами и упрочняющей абразивной обработки в магнитном поле. Показаны возможности повышения износостойкости металлических поверхностей совместными методами легирования поверхностного слоя детали магнитно-электрическим упрочнением и уменьшения его шероховатости магнитно-абразивной обработкой.

1. В результате экспериментальных исследований получены математические модели в виде многофакторных регрессионных уравнений второго порядка, адекватно описывающие: зависимости производительности процесса упрочнения и сплошности формируемых покрытий из ферромагнитного порошка Fe—2 % V на поверхностях образцов из стали 30ХГС от технологических факторов магнитно-электрического упрочнения, а также зависимости производительности процесса и изменения шероховатости поверхностей этих образцов от технологических факторов магнитно-абразивной обработки. Определены рациональные технологические режимы процессов магнитно-электрического упрочнения и магнитно-абразивной обработки по критериям оптимальности, характеризующим производительность и качество обработки.

2. Выявлено, что наибольшее влияние на производительность процесса магнитно-электрического упрочнения и сплошность формируемого покрытия оказывает величина магнитной индукции в рабочем зазоре. Анализ полученных зависимостей с экстремумами показывает, что с увеличе-

нием магнитной индукции наиболее интенсивно возрастает сплошность покрытия и повышается производительность процесса упрочнения. Такой характер изменения исследуемых параметров объясняется одновременным формированием множества токопроводящих цепочек-микроэлектродов с различной электрической проводимостью, ряд которых имеют направление, непараллельное силовым линиям магнитного поля в рабочем зазоре. Поэтому в результате одновременного разнонаправленного действия сил магнитного поля на цепочки-микроэлектроды, а также взаимодействия токов в цепочках и увеличения магнитной индукции в рабочем зазоре, происходит их разрыв до момента начала расплавления зерен ферромагнитного порошка.

3. Установлено, что наибольшее влияние на производительность магнитно-абразивной обработки оказывает скорость главного движения, а вторым по значимости фактором является время обработки. Интенсивность съема металла магнитно-абразивной обработкой со шлифованной поверхности детали линейно уменьшается в течение времени обработки, однако временной фактор взаимодействует со скоростью главного движения и интервалами включения дополнительной магнитной системы. Поэтому уменьшение это можно "затормозить", если при больших скоростях обработки применять малые интервалы подключения дополнительной магнитной системы.

4. Определено, что износостойкость покрытий из ферромагнитного порошка ФБХ-6-2, сформированных магнитно-электрическим упрочнением с последующим шлифованием и магнитно-абразивной обработкой, в 1,7...1,9 раза выше износостойкости эталона из термообработанной стали 45, а износостойкость покрытий из порошка ФМП Fe—2 % V по сравнению с эталоном больше в 1,3...1,5 раза. В этой связи для пар трения скольжения рекомендована упрочняющая технология с нанесением покрытия из ферромагнитного порошка ФБХ-6-2 магнитно-электрическим упрочнением и последующее шлифование с магнитно-абразивной обработкой, а для малоподвижных соединений целесообразна та же технология с нанесением покрытия из ФМП Fe—2 % V.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Обработка** и упрочнение поверхностей при изготовлении и восстановлении деталей / В.И. Бородавко и др.; под общ. ред. М.Л. Хейфеца и С.А. Клименко. Минск: Беларуская навука, 2013. 463 с.
2. **Финишная** обработка поверхностей при производстве деталей / С.А. Клименко и др.; под общ. ред.

С.А. Чижика и М.Л. Хейфеца. Минск: Беларуская навука, 2017. 376 с.

3. **Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М.** Теплофизика процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками в электромагнитном поле // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 5. С. 3—8.
4. **Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М.** Электромеханика импульсных процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 3. С. 51—56.
5. **Смоленцев Е.В.** Проектирование электрических и комбинированных методов обработки. М.: Машиностроение, 2005. 511 с.
6. **Создание** композиционных покрытий на основе карбида титана электроискровым легированием / Ф.И. Пантелеенко и др. // Электронная обработка материалов. 2011. Т. 47 (4). С. 106—115.
7. **Использование** постоянных магнитов в устройствах электромагнитной наплавки / Ж.А. Мрочек и др. // Теория и практика машиностроения. 2004. № 3. С. 75—84.
8. **Акулович Л.М., Миранович А.В.** Магнитно-электрическое упрочнение поверхностей деталей сельскохозяйственной техники. Минск: БГАТУ, 2016. 236 с.
9. **Управление** процессами магнитно-электрического упрочнения и магнитно-абразивной обработки для повышения износостойкости поверхностей деталей / С.А. Чижик и др. // Вестник ФФИ. 2020. № 4. С. 39—60.
10. **Акулович Л.М., Сергеев Л.Е.** Магнитно-абразивная обработка сложнопрофильных поверхностей деталей сельскохозяйственных машин. Минск: БГАТУ, 2019. 272 с.
11. **George A F Seber, Alan J Lee.** Linear Regression Analysis / Hoboken, New Jersey: Wiley, 2012. 458 p.
12. **Stephen H Miller.** Experimental design and statistics / London: Routledge, 2015. 186 p.
13. **Хейфец М.Л.** Проектирование процессов комбинированной обработки. М.: Машиностроение, 2005. 272 с.
14. **Акулович Л.М., Дечко М.М., Ворошуха О.Н.** Особенности магнитно-абразивной обработки с регенерацией контура режущего инструмента импульсным магнитным полем // Вестник Полоцкого гос. ун-та. Серия В. Промышленность. Прикладные науки. 2018. № 11. С. 71—77.
15. **Акулович Л.М., Ворошуха О.Н.** Упрочняющая магнитно-абразивная обработка поверхностей с управлением процессом резания // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. Т. 16. № 1 (181). С. 3—8.
16. **Малыгин Б.В.** Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин. М.: Машиностроение, 1989. 112 с.



<sup>1</sup>А.Л. Каменова, д-р техн. наук, <sup>2</sup>В.И. Кичигин, канд. хим. наук, <sup>1</sup>Н.В. Бублик  
(<sup>1</sup>Пермский национальный исследовательский политехнический университет,  
<sup>2</sup>Пермский государственный национальный исследовательский университет)  
E-mail: annkam789@mail.ru

## Электрохимическое поведение покрытий AlN, MAIN на различных подложках в 3%-ном растворе NaCl

Рассмотрены покрытия AlN, AlTiN, AlZrN и AlCrN, полученные методом импульсного магнетронного распыления на подложках из сталей P18, 40X и Ст3. Описаны техника эксперимента и полученные наноструктурированные и аморфные слои покрытий с различными свойствами. Показаны результаты исследований микроструктуры, дефектов, элементного состава и электрохимических параметров полученных покрытий. Приведен анализ коррозионного поведения по характеристикам плотности токов коррозии, поляризационных сопротивлений, электрохимической активности покрытий в 3%-ном растворе NaCl. Показано влияние на коррозионную стойкость микроструктуры покрытий и материала подложки.

**Ключевые слова:** AlN, AlTiN, AlZrN, AlCrN, импульсное магнетронное распыление, электрохимические свойства, коррозионная стойкость, раствор NaCl.

AlN, AlTiN, AlZrN, and AlCrN coatings obtained by pulsed magnetron sputtering on substrates made of R18, 40X and St3 steels are considered. The experimental technique and the obtained nanostructured and amorphous layers of coatings with different properties are described. The results of studies of the microstructure, defects, elemental composition and electrochemical parameters of the obtained coatings are shown. The analysis of the corrosion behavior by the characteristics of corrosion currents density, polarization resistances, coatings electrochemical activity in 3 % NaCl solution is presented. The effect of the coating microstructure and the substrate material on the corrosion resistance is shown.

**Keywords:** AlN, AlTiN, AlZrN, AlCrN, pulsed magnetron sputtering, electrochemical properties, corrosion resistance, NaCl solution.

### Введение

В целях повышения производительности режущего инструмента [1] в последнее время большое внимание уделяется разработке наноструктурированных покрытий с высокими физико-механическими и трибологическими свойствами. К таким покрытиям относятся TiMN (M—Al, AlSi) и CrMN (M—Al, Si и/или Ni) с твердостью более 40 ГПа, которые одновременно характеризуются термической и коррозионной стойкостью [2]. Покрытия TiAlN, ZrAlN, CrAlN, TiSiN, TiAlSiN, TiAlSiYN и TiZrNbTaHfN с твердостью 30...40 ГПа привлекают большое внимание благодаря своим уникальным свойствам — высокой твердости, стойкости к высокотемпературному окислению, минимальному износу и отличной термической стабильности [3—10].

Покрытие TiAlN демонстрирует более низкую коррозионную стойкость по сравнению с покрытием TiN. Анализ электрохимического поведения многослойных нанопокрывтий TiN/AlN/AlSiN показал, что по сравнению с покрытием TiN/AlN их ток коррозии ниже, а значения импеданса выше, что свидетельствует о лучшей коррозионной стойкости [1, 3].

Потенциодинамические измерения поляризации показали, что для всех однослойных покрытий CrN, TiN, TiAlN и многослойных нанослойных покрытий TiAlN/CrN потенциал коррозии смещен в сторону более высоких значений по сравнению с неупрочненной подложкой. Плотность тока коррозии для образцов с покрытием уменьшается. Защитный эффект многослойных покрытий TiAlN/CrN выше, чем у однослойных покрытий. Графики Найквиста и Боде, полученные в результате спектроскопии электрохимического импеданса (СЭИ), были допол-



нены соответствующими эквивалентными схемами для расчета сопротивления разрыву покрытия и сопротивления переносу заряда и емкости [14]. Эти исследования подтверждают, что синергетическое взаимодействие износа и коррозии ускоряет разрушение твердых покрытий, полученных физическим осаждением паров металлов (PVD). Однако механизмы синергетического повреждения из-за износа и коррозии до сих пор неясны.

Настоящая работа продолжает вышеупомянутые исследования и посвящена изучению электрохимического поведения покрытий AlN, AlTiN, AlZrN и AlCrN. Получить покрытия без структурных дефектов в виде микрокапель, неоднородностей, трещин и пор достаточно сложно. Эти дефекты покрытий представляют собой каналы для проникновения агрессивных сред, способствующие коррозии подложки и выходу инструмента из строя [3–8, 11–12]. Поэтому необходимо улучшать технологию нанесения покрытий и повышать их эффективность в условиях воздействия изнашивающих нагрузок и агрессивных сред.

**Цель работы** — изучение взаимосвязи между эволюцией микроструктуры и электрохимическим поведением покрытий AlN, AlTiN, AlZrN и AlCrN в 3%-ном растворе NaCl.

### Методика эксперимента

Все покрытия AlN, AlTiN, AlZrN и AlCrN наносили методом импульсного магнетронного распыления (ИМР) на автоматической установке UNICOAT-600, оснащенной дуальной магнетронной системой с двумя плоскими мишенями. Размеры тестового образца для испытаний  $10 \times 10 \times 3$  мм. Перед напылением все тестовые образцы (подложки) из сталей P18, 40X и Ст3 сначала были механически отполированы, очищены ацетоном, ультразвуковой очисткой в бензине Нефрас, промыты водой, высушены теплым воздухом и очищены этиловым спиртом для удаления поверхностных загрязнений и поверхностных оксидных слоев. После фиксации подложек в вакуумной камере установили базовое давление  $9 \cdot 10^{-4}$  Па. Ионную очистку подложек, сопровождающуюся

их нагревом, проводили в среде Ag при напряжении 950 В в течение 10 мин.

На очищенную подложку наносили подслои различного состава и толщины для увеличения адгезии покрытий к подложке. Давление газовой смеси (0,28 Па) оставалось постоянным во время нанесения всех покрытий. Элементный состав покрытия изменяли путем управления током магнетрона и использования соответствующих материалов мишеней (Ti, Cr, Al и Zr с чистотой > 99 %).

Ток на Ti- и Zr-мишенях во время нанесения покрытий AlTiN и AlZrN поддерживали постоянным — 15 и 8 А соответственно. Ток на алюминиевой мишени для AlTiN, содержание азота N<sub>2</sub> в газовой смеси для AlZrN и ток на хромовой мишени для AlCrN варьировали для изменения структуры и элементного состава покрытий. Подробная информация о параметрах осаждения покрытий AlN, AlTiN, AlZrN и AlCrN и их толщине представлена в табл. 1.

Таблица 1

Технологические параметры нанесения покрытий AlN, AlTiN, AlZrN и AlCrN

Номер образца	Подложка	Материал	Толщина, мкм	Технологические параметры							
				Подслой/покрытие/верхний слой	Подслой/покрытие/верхний слой	U <sub>см</sub> , В	N <sub>2</sub> , %	Сила тока I, А, на мишенях элементов			
								Ti	Al	Cr	Zr
1	P18	TiN	0,4	-60	25	15	—	—	—		
		Ti	0,1	-45	—	15	—	—	—		
		nc—AlN	<b>2,6...2,7</b>	-55	15	—	15	—	—		
		a—AlN	0,1	-40	15	—	15	—	—		
2	Ст3	TiN	0,1	-60	25	15	—	—	—		
		AlTiN	<b>1,6...1,7</b>	-60	30	15	12	—	—		
3	P18	TiN	0,3	-60	25	15	—	—	—		
		AlTiN	<b>3,4...3,5</b>	-60	30	15	15	—	—		
4	Ст3	AlCrN	<b>2,0...2,1</b>	-60	8	—	15	5	—		
5	P18	TiN	1,2	-60	25	—	15	—	—		
		AlCrN	<b>3,0...3,1</b>	-60	8	—	15	10	—		
6	40X	TiN	0,4	-60	25	15	—	—	—		
		Ti	0,1	-45	—	15	—	—	—		
		TiN	0,3	-60	25	15	—	—	—		
		AlCrN	<b>3,3...3,4</b>	-60	8	—	15	15	—		
7	40X	Zr	0,1	-45	0	—	—	—	8		
		nc—AlZrN <sup>1</sup>	<b>0,6</b>	-90	15	—	10	—	8		
		a—AlZrN <sup>2</sup>	<b>0,9</b>	-90	5	—	10	—	8		

Примечания: 1. nc — нанокристаллический, а — аморфный слой двухслойного покрытия; остальные покрытия и их подслои — нанокристаллические.

2. U<sub>см</sub> — напряжение смещения на подложке.

3. Полужирным шрифтом выделено покрытие.

Элементный состав, толщину, морфологию и дефектность поверхности и излома покрытий AlN, AlTiN, AlZrN, AlCrN изучали с помощью автоспектроскопического электронного микроскопа Ultra 55 с системой микроанализа EDX [4–8]. Электрохимические измерения (поляризационные кривые, спектры импеданса) проводили в 3%-ном растворе NaCl (при естественной аэрации) при комнатной температуре 19...22 °С. Раствор готовили из реактива марки "х.ч." и деионизированной воды, очищенной с помощью системы очистки воды Milli-Q Advantage A10. Электрохимическая ячейка, подготовка электродов и порядок измерений описаны в работах [13, 14]. Все электродные потенциалы указаны относительно стандартного водородного электрода. После погружения электрода в рабочий раствор отслеживали потенциал коррозии  $E_{кор}$  до достижения установившегося потенциала (60...90 мин). Затем измеряли импеданс при  $E_{кор}$  в диапазоне частот  $f = 10\,000...0,01$  Гц при среднеквадратичной амплитуде переменного потенциала 10 мВ.

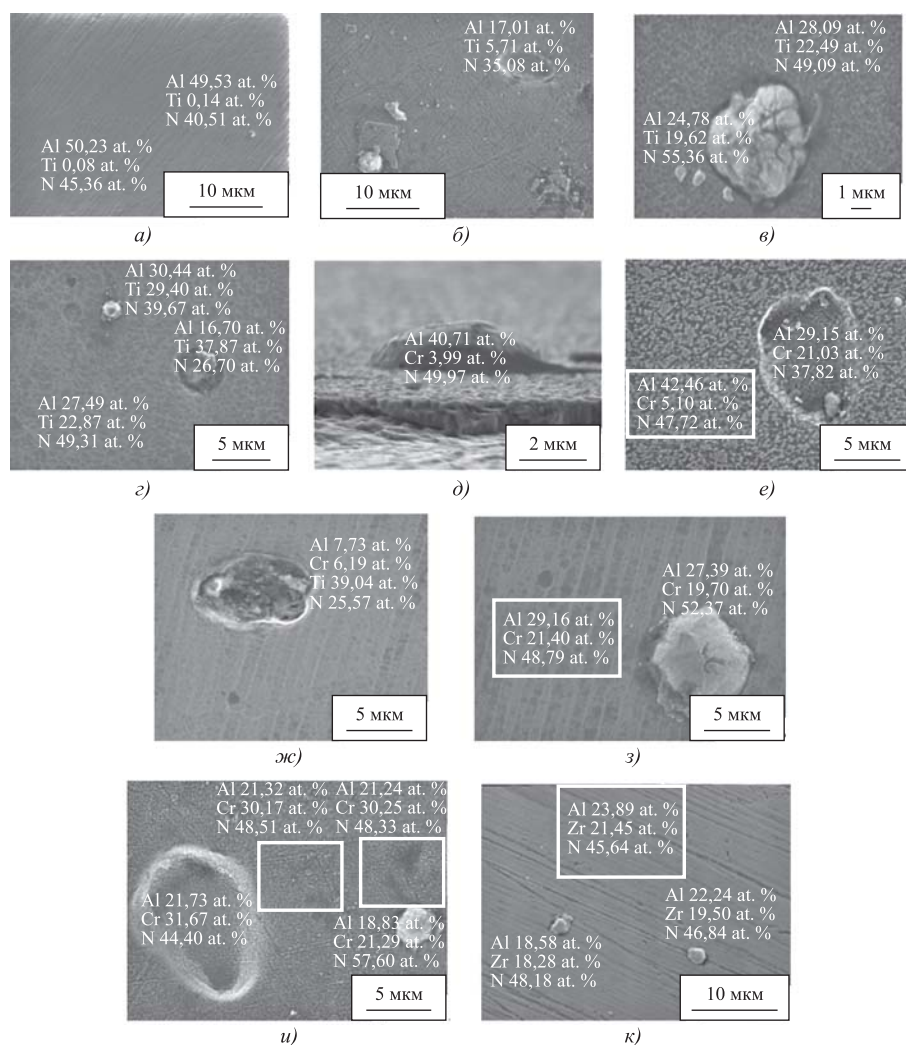
Для некоторых покрытий импеданс измеряли при нескольких анодных потенциалах. Была также измерена анодная потенциодинамическая поляризационная кривая от  $E_{кор}$  до  $E \sim 1,5$  В при скорости развертки потенциала 5 мВ/с. Измерения проводили с помощью потенциостата Solartron 1287 и анализатора частотной характеристики Solartron 1255. Для измерений и обработки данных использовали программное обеспечение CorrWare, ZPlot, CorrView и ZView компании Scribner Associates Inc.

Коррозионное поведение покрытий характеризовали плотностью тока коррозии  $i_{кор}$ , поляризационным сопротивлением  $R_p$ , отношениями  $i_{кор,подл}/i_{кор}$  и  $R_p/R_{p,подл}$  (где  $i_{кор,подл}$  и  $R_{p,подл}$  — плотность тока коррозии и поляризационное сопротивление соответственно для подложки без покрытия). Плотность тока коррозии определяли экстраполяцией тафелевских участков на поляризационных кривых до потенциала коррозии, поляризационное сопротивление определялось как низкочастотный предел импеданса.

## Результаты исследований и их обсуждение

**Морфологические исследования.** На рис. 1 показана морфология поверхности, а на рис. 2 — морфология излома покрытий AlN, AlTiN, AlZrN и AlCrN. Покрытие ps-AlN с подслоями ps-TiN и ps-Ti и верхним аморфным слоем a-AlN имеет плотную и бездефектную структуру, как на поверхности, так и в объеме покрытия (рис. 1, а; рис. 2, а). Градиент элементного состава покрытия незначительный, однако покрытие AlN<sub>0,9</sub> обеднено азотом (рис. 1, а).

Поверхностное локальное разрушение покрытия AlTiN со столбчатой структурой на Ст3, сформированного при токе 12 А на алюминиевой мишени, вызвано образованием в нем поверхностных напряжений (см. рис. 1, б, в). Снижение прочности покрытия AlTiN с минимальным количеством Al и Ti в его глубоких несплошностях



**Рис. 1. Морфология поверхности покрытий:**

а — AlN/P18; б, в — AlTiN/Ст3 (несплошности  $10 \times 5$  мкм); г — AlTiN/P18 (несплошности  $\varnothing 4,3$  мкм); д, е — AlCrN/Ст3 ( $7,5 \times 10,5$  мкм); ж, з — AlCrN/P18 ( $5,3 \times 9,4$  мкм); и — AlCrN/40X ( $7,2 \times 13,5$  мкм); к — AlZrN/40X

привело к локальному разрушению покрытия при изготовлении его излома (см. рис. 2, *в*). Покрытие AlTiN, сформированное на стали P18 при токе 15 А на алюминиевой мишени, имеет столбчатую структуру и более высокое содержание Al (см. рис. 1, *з*). Максимальное содержание Al также обнаружено в микрокаплях. Глубина несплошностей на поверхности покрытия и дефектность микрокапель уменьшились (см. рис. 1, *г*; рис. 2, *в*), однако высота одиночных микрокапель превысила высоту покрытия (см. рис. 2, *з*).

Покрытие AlCrN/Cr3 толщиной 2,0...2,1 мкм, нанесенное при токе 5 А на хромовой мишени, имеет большое количество аморфной фазы и развитую поверхность (см. рис. 1, *д*; рис. 2, *д*). Крупная микрокапля 1,6 × 6,5 мкм на поверхности и само покрытие AlCrN содержат минимальное количество Cr — 3,99...5,10 % ат. при большом количестве Al — 40,71...42,46 % ат. (см. рис. 1, *д*, *е*). Количество Cr в несплошности в 4 раза больше по сравнению с покрытием AlCrN и сопоставимо с содержанием в ней Al (см. рис. 1, *е*).

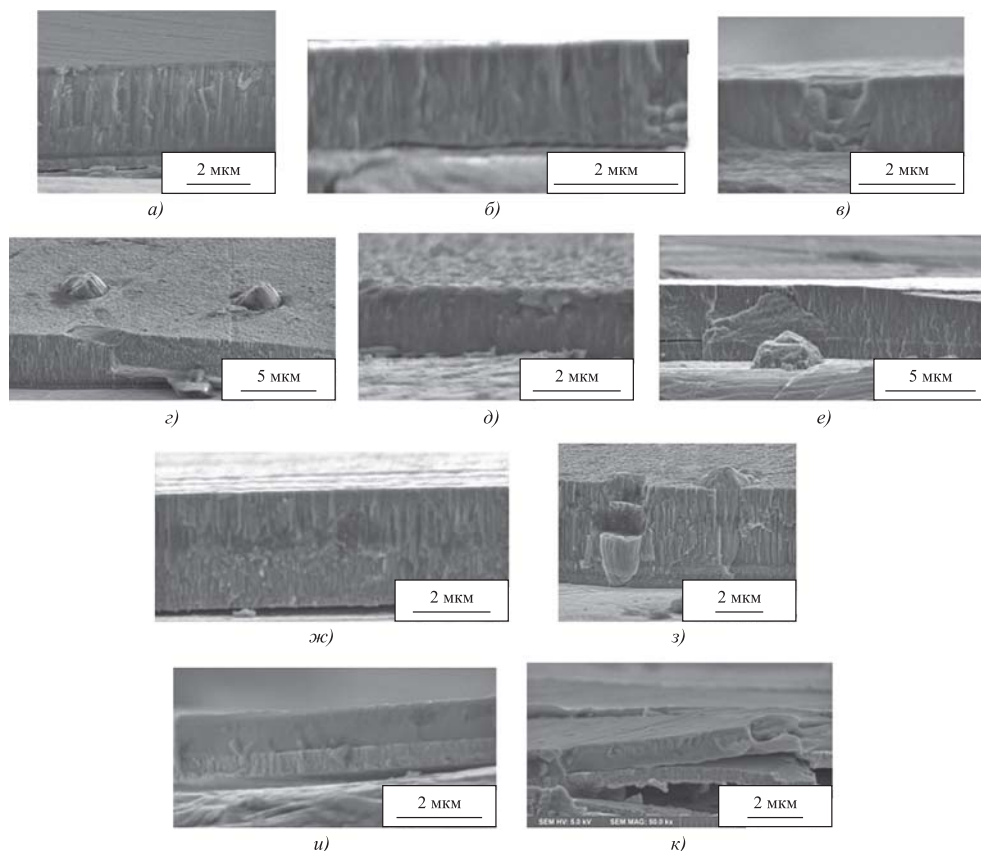
Глубина единичной несплошности в покрытии AlCrN/P18, сформированном при токе на хромовой мишени 10 А, соизмерима с его толщиной — 3,0...3,1 мкм (см. рис. 1, *ж*). Этот факт согласуется

с максимальным содержанием Ti — 39,04 % ат. и минимальным содержанием Al — 7,73 % ат. и Cr — 6,19 % ат. в несплошности. В отличие от предыдущего покрытия соотношение элементов в этом покрытии сопоставимо с составом микрокапли (см. рис. 1, *з*). На единичной микрокапле диаметром ~ 8 мкм наблюдается поверхностная трещина (см. рис. 1, *з*). Плотное покрытие AlCrN со столбчатой структурой равномерно распределено по подложке (см. рис. 2, *е*, *ж*). Причиной появления трещин по границе между покрытием AlCrN и подслоем TiN при изготовлении излома покрытия является низкая прочность сцепления между ними (см. рис. 2, *е*). Кроме того, был обнаружен участок покрытия AlCrN с нарушением сплошности покрытия из-за его низкой когезионной прочности (см. рис. 2, *ж*).

Покрытие AlCrN/40X толщиной 3,3...3,4 мкм, нанесенное на хромовой мишени при токе 15 А, также имеет развитую поверхность, как и покрытие AlCrN/Cr3 (см. рис. 1, *и*; рис. 2, *з*). Толщины подслоев TiN, Ti и TiN составляют 0,4, 0,1 и 0,3 мкм соответственно. Микрокапли столбчатой структуры растут как от подложки, так и от подслоя, плотно прилегая к покрытию (см. рис. 2, *з*). Разрушение микрокапель происходит по границам их прерывистого роста из-за низкой адгезионной прочности

формирующихся фрагментов. Этот факт был установлен при изготовлении излома покрытия. При увеличении тока на хромовой мишени до 15 А соотношение Cr и Al в покрытии AlCrN меняется на противоположное (см. рис. 1, *и*). Глубина несплошности при этом незначительна.

Двухслойное покрытие AlZrN/P18 образовано из верхнего аморфного a-AlZrN/P18 и нижнего кристаллического nc-AlZrN/P18 слоев (см. рис. 1, *к*, рис. 2, *и*, *к*). Структуры аморфного и нанокристаллического слоев идеально плотные и бездефектные. Покрытие равномерно распределено по всей поверхности подложки. При изготовлении изломов обнаружили, что аморфный слой не трескается, а изгибается (см. рис. 2, *к*). Диаметр микрокапель на поверхности покрытия не превышает 2,2 мкм (см. рис. 1, *к*).



**Рис. 2. Морфология изломов покрытий:**

*a* — AlN/P18; *б*, *в* — AlTiN/Cr3; *г* — AlTiN/P18; *д* — AlCrN/Cr3; *е*, *ж* — AlCrN/P18; *з* — AlCrN/40X; *и*, *к* — AlZrN/40X

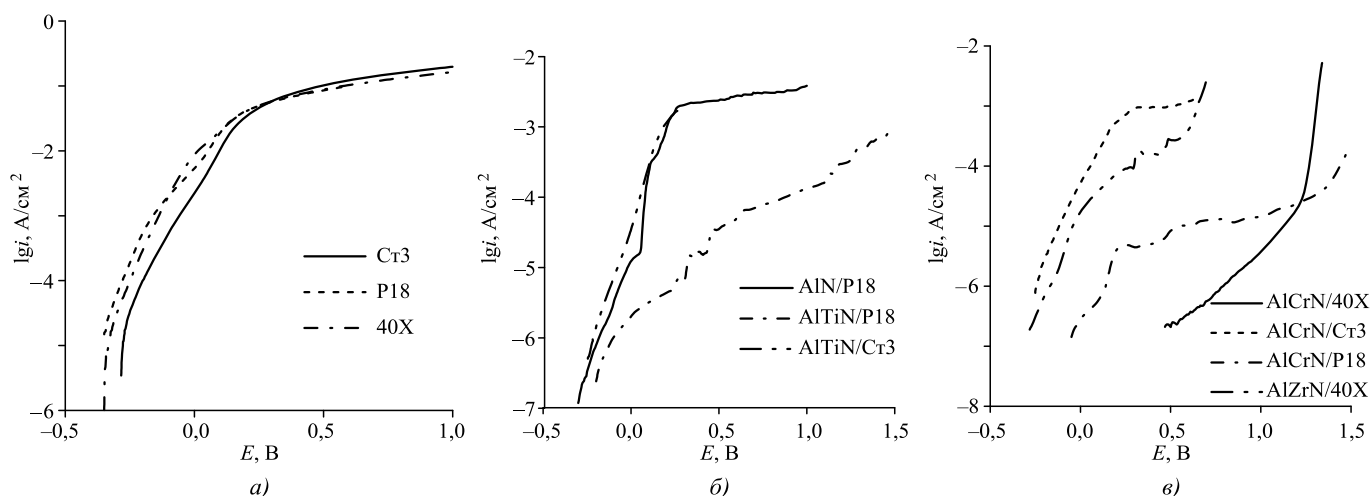


Рис. 3. Анодные потенциодинамические кривые для:

а — подложка в 3%-ном NaCl; б — покрытия AlN и AlTiN на P18 и Cr3; в — покрытия AlN, AlZrN и AlCrN на P18 и 40X

**Электрохимические исследования.** Анодные поляризационные кривые для подложек показаны на рис. 3. Поляризационные кривые достаточно близки друг к другу. Вблизи потенциала коррозии  $E_{кор}$  для всех подложек имеется тафелевская область с наклоном  $b_a$  примерно 0,1 В. Значения плотности тока коррозии  $i_{кор}$  и отношения  $i_{кор,подл}/i_{кор}$  приведены в табл. 2.

Покрyтия имеют значительно более низкие коррозионные и анодные токи по сравнению с подложкой. Покрyтие из AlN имеет низкую скорость коррозии, однако плотности тока значительны при высоких потенциалах (рис. 3, б, в). Легирование AlN

титаном не привело к дополнительному уменьшению  $i_{кор}$ , но значительно снизило анодные токи при более положительных потенциалах (рис. 3, б). Значение  $i_{кор}$  для AlTiN/Cr3 вдвое больше, чем для AlTiN/P18; это может происходить из-за проникновения коррозионной среды вдоль границы между микрокаплями и покрытием AlTiN/Cr3, из-за неоднородностей покрытия AlTiN и малых количеств Al и Ti в глубоких несплошностях (см. рис. 1, б; рис. 2, в).

Легирование AlN хромом также не привело к значительному увеличению коррозионной стойкости покрытия (см. табл. 2), но покрытие AlCrN на P18 и 40X снизило плотности тока при значительных анодных потенциалах примерно на 4 порядка по сравнению с подложкой (рис. 3, в). Резкий рост тока начинается при  $E \approx 1,2...1,3$  В. Это можно объяснить трансассивным растворением Cr, входящим в состав покрытия AlCrN. Равновесный потенциал образования ионов  $CrO_4^{2-}$  в нейтральной среде, как показывает диаграмма Пурбе для Cr [15], значительно ниже 1,2 В; эта разница является результатом перенапряжения, необходимого для протекания реакции образования  $Cr^{VI}$ . Аналогичным образом плотности анодного тока для чистого Cr в растворе NaCl достигают высоких значений в диапазоне потенциалов 1,2...1,5 В, а продуктом растворения является  $Cr^{VI}$  [16]. Так, покрытие AlCrN обеспечивает эффективную защиту подложки (P18 и 40X) от растворения при  $E < 1,2$  В; плотности тока в этом диапазоне потенциалов составляют  $10^{-7}...10^{-5}$  А/см<sup>2</sup>.

Для покрытия AlCrN/40X наблюдается следующая особенность: плотность анодного тока в узком диапазоне потенциалов вблизи  $E_{кор}$  практически не зависит от приложенного потенциала (рис. 3, в). Покрyтие находится в пассивном со-

Таблица 2

Потенциалы коррозии, плотности и соотношения тока коррозии  $i_{кор,подл}/i_{кор}$  для покрытий на различных подложках в 3%-ном растворе NaCl

Покрyтие	Подложка	$E_{кор}$ , В	$i_{кор}$ , $10^{-7}$ , А·см <sup>-2</sup>	$i_{кор,подл}/i_{кор}$
—	P18	-0,330	167	—
—	40X	-0,350	147	—
—	Cr3	-0,283	232	—
AlN	P18	-0,290	1,8	93
AlTiN	Cr3	-0,256	5,7	41
AlTiN	P18	-0,208	2,7	62
AlCrN	Cr3	-0,254	11,3	20
AlCrN	P18	-0,060	1,9	88
AlCrN	40X	+0,375	2,0	74
AlZrN	40X	-0,335	0,8	184

стоянии вблизи потенциала коррозии, о чем также свидетельствует наиболее положительное значение  $E_{\text{кор}} = +0,375$  В, а скорость коррозии равна скорости пассивного растворения AlCrN:  $i_{\text{кор}} = i_{\text{п}}$ . Высокая коррозионная стойкость AlCrN/40X может быть объяснена максимальным содержанием Cr в покрытии, относительно высокой толщиной покрытия 3,3...3,4 мкм, минимальной глубиной несплошности и плотной структурой поверхности. Небольшое снижение коррозионной стойкости AlCrN/P18 связано с более низким содержанием Cr в этом покрытии по сравнению с AlCrN/40X.

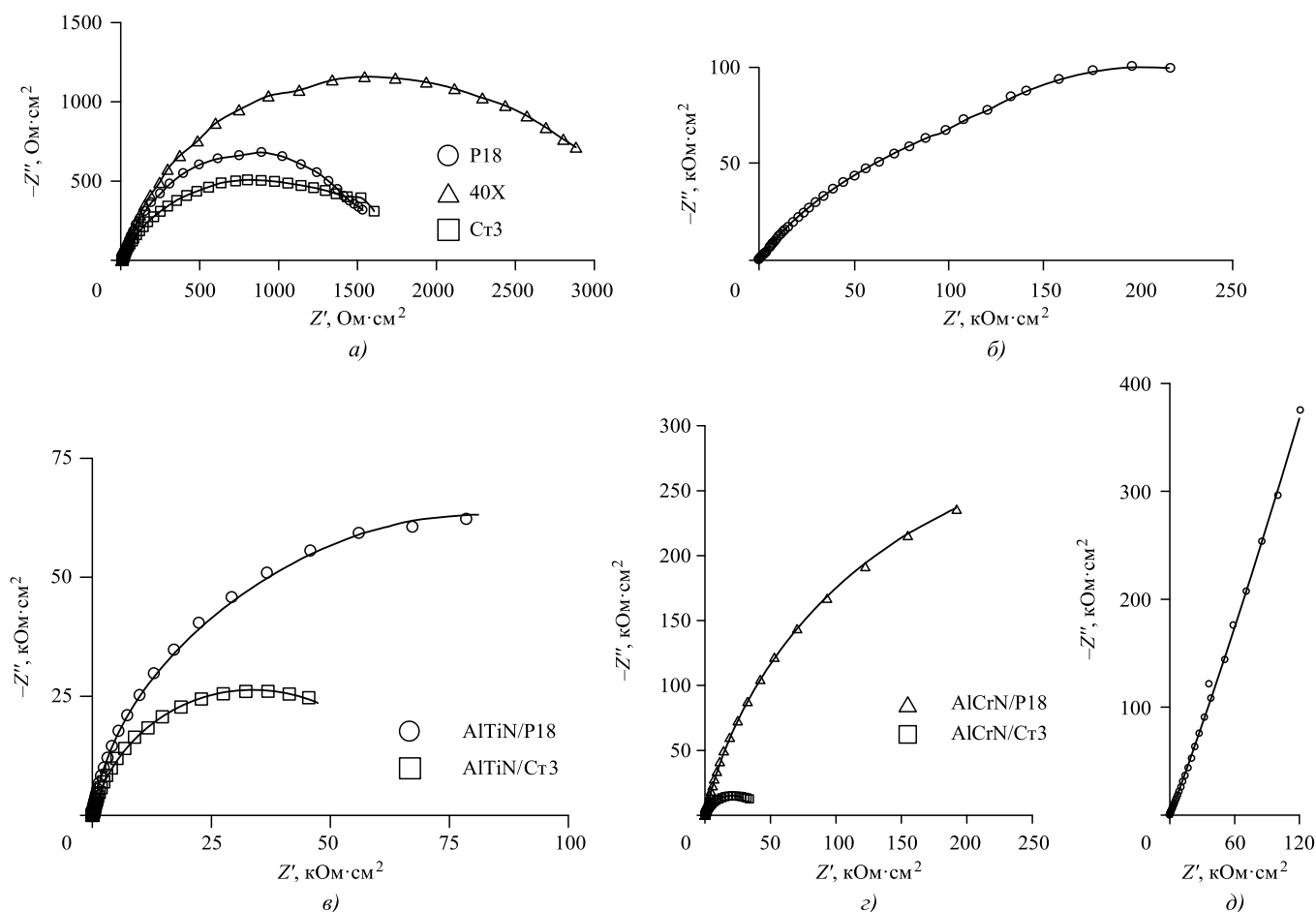
Двухслойное покрытие AlZrN с аморфным верхним слоем и очень плотной структурой демонстрирует очень низкую скорость коррозии (плотность тока  $i_{\text{кор}} = 0,8 \cdot 10^{-7}$  А/см<sup>2</sup>). Низкая концентрация дефектов в покрытии, равномерное распределение покрытия на поверхности образца и высокая стойкость к растрескиванию верхнего слоя  $\alpha$ -AlZrN способствуют высокой коррозионной стойкости данного покрытия.

Результаты показывают, что самые низкие значения плотности тока коррозии были получены

для покрытий AlN, AlCrN (на P18 и 40X). Стоит отметить, что покрытия AlN, AlZrN/P18 с верхним аморфным слоем и покрытие AlCrN/40X с максимальным содержанием Cr наиболее устойчивы к коррозии.

Графики импеданса на комплексной плоскости (графики Найквиста) для подложек в 3%-ном растворе NaCl показаны на рис. 4, а. На этих графиках  $Z'$  и  $Z''$  — действительная и мнимая составляющие импеданса соответственно. Спектры импеданса для образцов с покрытиями при  $E_{\text{кор}}$  приведены на рис. 4, б—д, на которых показаны графики импеданса в комплексной плоскости (график Найквиста).

Спектр импеданса AlN/P18 значительно отличается от спектров импеданса остальных покрытий. В частности, фазовый угол импеданса покрытия AlN на высоких частотах имеет довольно высокие значения, которые указывают на низкие значения емкости для AlN/P18 в электролите. Оценка электродной емкости  $C$  при  $f = 10$  кГц по формуле  $C = -(\omega Z'')^{-1}$ , где  $\omega = 2\pi f$  — круговая частота переменного тока, дает значение примерно



**Рис. 4.** Графики Найквиста в 3%-ном NaCl при  $E_{\text{кор}}$ :

а — для подложек; б — AlN/P18; в — AlTiN; г — AlCrN; д — AlCrN/40X.

Точки — эксперимент, линии — фиттинг по эквивалентной схеме А (для AlN — по схеме Б)

0,04 мкФ/см<sup>2</sup>, тогда как емкости для других покрытий при той же частоте более чем на два порядка превышают это значение. Весьма низкое значение емкости в случае покрытия AlN согласуется с диэлектрическими свойствами нитрида алюминия [17].

Высокие значения поляризационного сопротивления характерны не только для покрытий AlN, но также для AlTiN и AlCrN на P18 (см. рис. 4, в, г). График импеданса для покрытия AlCrN/40X (см. рис. 4, д) состоит из двух прямолинейных участков; тангенс угла наклона прямых линий составляет 2,4 в диапазоне частот от 10 кГц до 0,5 Гц и 3,0 в диапазоне от 0,5 до 0,01 Гц. Прямолинейные зависимости на графиках импеданса на комплексной плоскости характерны для элемента постоянной фазы (СРЕ) [18], импеданс которого равен  $Z_{СРЕ} = [Q(j\omega)^p]^{-1}$ , где  $j$  — мнимая единица,  $0 < p < 1$  — параметр, характеризующий фазовый угол и  $Q$  — коэффициент СРЕ. Появление элемента постоянной фазы в импедансе электрохимических и коррозионных систем связывают с неоднородностью (геометрической, кристаллографической, химической, энергетической) межфазных границ. При параметре  $p$ , ненамного отличающемся от единицы, СРЕ соответствует неидеальной емкости. В согласии с приведенным выше выражением для  $Z_{СРЕ}$ , импеданс покрытия AlCrN/40X неограниченно возрастает при уменьшении частоты (см. рис. 4, д). В связи с этим определить поляризационное сопротивление покрытия AlCrN/40X практически невозможно. В то же время измерения поляризационных кривых показали, что скорость коррозии этого покрытия имеет конечное значение  $2 \cdot 10^{-7}$  А/см<sup>2</sup> (табл. 2) и, вероятно,  $i_{кор} = i_p$ , где  $i_p$  — плотность тока растворения покрытия в пассивном состоянии. Электрохимический импеданс представляет собой величину  $(di/dE)^{-1}$ . Если  $di/dE = 0$ , то импеданс будет стремиться к бесконечно высокому значению при  $f \rightarrow 0$  независимо от плотности тока. Так как для AlCrN/40X  $Z \rightarrow \infty$  при  $E_{кор}$ , плотность катодного тока вблизи потенциала коррозии также должна быть независима от  $E$ , поскольку фарадеевский импеданс при потенциале коррозии представля-

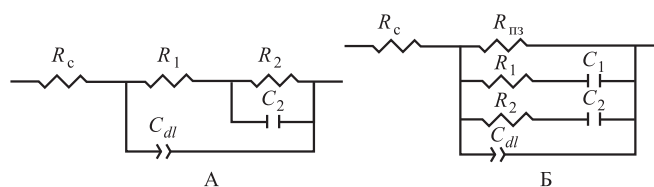


Рис. 5. Эквивалентные электрические схемы:

А — проводящее PVD-покрытие; Б — анодно-поляризованное покрытие;  $R_c$  — сопротивление среды (раствора);  $C_{dl}$  — емкость двойного слоя;  $R_{пз}$  — сопротивление переносу заряда;  $R_1, C_1$  — сопротивление и емкость раствора в порах покрытия;  $R_2, C_2$  — сопротивление и емкость раствора на границе раздела подложка/раствор в порах

ет собой параллельное соединение импедансов анодного и катодного процессов [19].

Экспериментальные спектры импеданса, полученные при потенциале коррозии, можно аппроксимировать с помощью различных эквивалентных схем (рис. 5). Наличие элемента постоянной фазы в этих схемах вместо емкости двойного слоя  $C_{dl}$  может быть связано с различными неоднородностями на границе раздела покрытие / раствор (градиент состава, шероховатость поверхности и т. п.).

Для покрытий типа TiAlN и AlCrN применима эквивалентная схема А, характеризующаяся двумя временными константами. Значения элементов эквивалентной схемы А показаны в табл. 3.

Схема А (как правило, с СРЕ вместо  $C_2$ ) часто использовалась при моделировании импедансных откликов PVD-покрытий в растворах электролитов [20, 21]. В этом случае сопротивление  $R_1$  обычно означало сопротивление раствора в порах покрытия, емкость  $C_{dl}$  отождествлялась с емкостью инертного покрытия, а  $R_2$  и  $C_2$  характеризовали границу раздела подложка/раствор в порах. Однако очень высокие значения  $R_1$  (см. табл. 3) ставят под сомнение такую интерпретацию для исследуемых коррозионных систем. Ранее это было отмечено авторами в работе [13], и там было сделано предположение, что эквивалентную схему А можно рассматривать как модель практически беспористого проводящего

Таблица 3

Значения параметров эквивалентной схемы А для ряда покрытий в 3%-ном растворе NaCl при  $E_{кор}$

Покрытие/подложка	$R_1$ , кОм·см <sup>2</sup>	$R_2$ , кОм·см <sup>2</sup>	$C_2, 10^{-7}$ , Ф·см <sup>-2</sup>	$Q, 10^{-5}$ , Ф·см <sup>-2</sup> ·с <sup>(p-1)</sup>	$p$	$C_{dl}, 10^{-6}$ , Ф·см <sup>-2</sup>
AlTiN/P18	108	41	430	1,8	0,907	7,2
AlTiN/Cr3	1,5	65	40	3,7	0,836	8,4
AlTiSiN/P18	1,2	2100	2,9	9,0	0,902	3,1
AlCrN/P18	2,1	667	12	1,4	0,851	3,7
AlCrN/Cr3	1,7	40	66	6,8	0,788	11,2

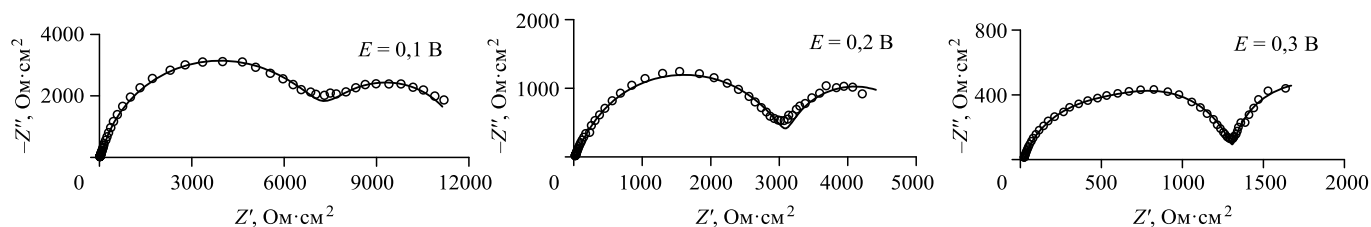


Рис. 6. Графики Найквиста покрытия AlCrN/P18 в 3%-ном NaCl при анодной поляризации:

○ — экспериментальные точки, линии — аппроксимированные данные по схеме Б

Таблица 4

Значения поляризационного сопротивления покрытий в 3%-ном растворе NaCl

Покрытие	Подложка	$R_{п}$ , кОм·см <sup>2</sup>	$R_{п}/R_{п.подл}$
—	P18	1,7	—
—	Ст3	1,8	—
—	40X	3,2	—
AlN	P18	360	215
AlTiN	Ст3	68	37
AlTiN	P18	150	90
AlCrN	Ст3	42	23
AlCrN	P18	665	398
AlCrN	40X	—	—
AlZrN	40X	174	53

PVD-покрытия, на котором при потенциале коррозии протекают кинетически контролируемые анодная и катодная реакции, и анодная реакция происходит при участии материала покрытия.

Значения поляризационного сопротивления, полученные из измерений импеданса, приведены в табл. 4. Наиболее высокое  $R_{п}$  получено для покрытия AlCrN/P18.

Для некоторых покрытий измерения импеданса проводились также при анодной поляризации. Графики импеданса для покрытия AlCrN/P18 при анодных потенциалах 0,1...0,3 В показаны на рис. 6. По мере повышения потенциала электрода на графиках наблюдаются закономерные изменения: импеданс уменьшается, разделение емкостных полуокружностей на графиках Найквиста усиливается. Из графиков видно, что спектры импеданса при всех анодных поляризациях характеризуются тремя постоянными времени (две из них дают перекрывающиеся полуокружности в высокочастотной емкостной дуге). Соответственно, для описания спектров импеданса для

анодно-поляризованных покрытий AlCrN была использована эквивалентная схема Б (см. рис. 5) с тремя постоянными времени.

Схема Б — одна из возможных схем замещения для трехстадийного электродного процесса с двумя адсорбированными интермедиатами [22]. В данном случае этот процесс, вероятно, представляет собой анодную ионизацию алюминия и хрома из покрытия с образованием соединений этих элементов в степени окисления +3 (например, оксигидроксидов Al и Cr).

### Заключение

Покрытия AlCrN на подложках P18 и 40X, AlZrN/40X, AlNP18 могут быть отнесены к группе покрытий, демонстрирующих высокую коррозионную стойкость в 3%-ном растворе NaCl. Плотность тока коррозии для этих покрытий имеет порядок величины  $10^{-7}$  А/см<sup>2</sup>, а значения поляризационного сопротивления при  $E_{кор}$  составляют 170...2100 кОм/см<sup>2</sup>.

К основным факторам, влияющим на коррозионное поведение исследуемых покрытий, можно отнести:

— химическую природу материала покрытия и градиент элементного состава всего покрытия. Этот фактор играет важную роль по той причине, что материалы исследуемых покрытий не являются электрохимически инертными (за исключением AlN), и электрохимические реакции происходят не только на подложке (в несплошностях покрытия), но и на границе раздела покрытие/раствор;

— влияние материалов подложки и дефектов покрытий. Этот фактор проявляется в том случае, если в структуре покрытия образуются глубокие несплошности и микротрещины.

Была обнаружена коррозионная система (AlCrN/40X в 3%-ном растворе NaCl), для которой импеданс при  $E_{кор}$  стремится к чрезвычайно высоким значениям, демонстрируя поведение СРЕ, в то время как скорость коррозии имеет конечное значение  $2 \cdot 10^{-7}$  мкА/см<sup>2</sup>.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Modification** research status and development of TiAlSiN nano-composite coatings / G. Xian et al. // Surf. Technology. 2017. Vol. 46 (8). P. 33–42.
2. **Heat Resistance**, High-Temperature Tribological Characteristics and Electrochemical Behavior of Arc-PVD Nanostructural Multilayer Ti–Al–Si–N Coatings / I.V. Blinkov et al. // Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2018. Vol. 54 (3). P. 416–424.
3. **Electrochemical Behavior** of TiAlSiN Hard Coatings Synthesized by a Multi-plasma Immersion Ion Implantation and Deposition Technique / G. Wang et al. // Thin Solid Films. 2015. Vol. 584. P. 222–227.
4. **Kameneva A.L.** The influence of TiN, ZrN and  $Ti_xZr_{1-x}N$  layers of anti-friction multi-layer coatings on corrosion resistance of hard alloy in sodium hydroxide solution // Res. J. Pharm., Biol. Chem. Sci. 2015. Vol. 6 (1). P. 1381–1391.
5. **Kameneva A.L., Karmanov V.V., Dombrovsky I.V.** Physical and mechanical properties of  $Ti_{1-x}Al_xN$  thin films prepared by different ion-plasma methods // Res. J. Pharm., Biol. Chem. Sci. 2014. Vol.5 (6). P. 762–771.
6. **Using  $Ti_{1-x}Al_xN$  coating** to enhance corrosion resistance of tool steel in sodium chloride solution / A.L. Kameneva et al. // Res. J. Pharm., Biol. Chem. Sci. 2014. Vol. 5 (5). P. 1148–1156.
7. **Antsiferov V.N., Kameneva A.L.** Experimental study of the structure of multicomponent nanostructured coatings on the basis of Ti–Zr–N alloys formed by ionic plasma methods // Russian J. of Non-ferrous metals. 2007. Vol. 48 (6). P. 485–499.
8. **Kameneva A.L., Guselnikova L.N., Soshina T.O.** An influence of a substrate voltage bias and temperature conditions on structure and phase modification in single-component ion-plasmas' films // e-J. of Surf. Sci. Nanotechnol. 2011. Vol. 9. P. 34–39.
9. **Improved adhesion** of TiAlSiN nanocomposite coatings on cemented carbide substrate by pre-implantation / L. Wang et al. // Coatings. 2019. Vol. 9 (3). No. 209. P. 1–10.
10. **Effect** of thermal shock on structure and properties of TiAlSiN coating / Z. Song et al. // Surf. Technol. 2019. Vol. 48. No. 11. P. 297–319.
11. **Antonova N.M.** Adhesion and mechanical properties of polyanionic cellulose-Al-Zr protective coatings // IOP Conference Series: Mater. Sci. Engineering. 2019. Vol. 665 (1). 012003.
12. **Antonova N.M., Babichev A.P., Dorofeev V.Yu.** Regularities of formation of the structure of Al-containing nanocomposites upon interaction of ASD-6 powder with polymer suspension // Prot. Met. Phys. Chem. Surf. 2013. Vol. 49 (7). P. 868–872.
13. **Kameneva A.L., Kichigin V.I.** Corrosion, wear and friction behavior of a number of multilayer two-, three- and multicomponent nitride coatings on different substrates, depending on the phase and elemental composition gradient // Appl. Surf. Sci. 2019. Vol. 489. P. 165–174.
14. **Data** on the effect of structure, elemental and phase composition gradient of nitride multilayer coatings on corrosion protection of different substrates in 3 % NaCl and 5 % NaOH solutions / A.L. Kameneva et al. // Data in Brief. 2019. No. 27. 104796.
15. **McCafferty E.** Introduction to Corrosion Science. New York. Springer, 2010.
16. **Давыдов А.Д., Кирияк Е.Н., Кашеев В.Д.** Основные закономерности электрохимического растворения сплавов при высоких плотностях тока: сплавы никеля с хромом // Электрохимия. 1978. Т. 14. С. 420–423.
17. **Physical properties** of polycrystalline aluminium nitride films deposited by magnetron sputtering / V. Mortet et al. // Diam. Relat. Mater. 2004. Vol. 13. P. 1120–1124.
18. **The analysis** of electrode impedance complicated by the presence of a constant phase element / G.J. Brug et al. // J. Electroanal. Chem. 1984. No. 176. P. 275–295.
19. **Orazem M.E., Tribollet B.** Electrochemical Impedance Spectroscopy. New-York. Wiley–Interscience, 2008. DOI: 10.1002/9780470381588.
20. **Electrochemical impedance** spectroscopy of PVD-TiN coatings on mild steel and AISI316 substrates / Liu C. et al. // Surf. Coat. Technol. 1995. No. 76–77. P. 615–622.
21. **Electrochemical behavior** of single layer CrN, TiN, TiAlN coatings and nanolayered TiAlN/CrN multilayer coatings prepared by reactive direct current magnetron sputtering / V.K.W. Grips et al. // Thin Solid Films. 2006. No. 514. P. 204–211.
22. **Péter L., Arai J., Akahoshi H.** Impedance of a reaction involving two adsorbed intermediates: aluminum dissolution in non-aqueous lithium imide solutions // J. Electroanal. Chem. 2000. No. 482. P. 125–138.

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

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

Е-mail: utp@mashin.ru

Web-site: www.mashin.ru

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

Технический редактор Конова Е.В. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 07.09.2021 г. Подписано в печать 01.11.2021 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