

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 13  
2017  
№ 3 (147)  
март

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.  
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.  
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.  
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.  
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.  
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.  
Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.  
В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.  
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.  
Е.Д. МАКАРЕНКО  
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.  
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.  
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.  
Д.П. САУШКИН, 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.

Редакция:

И.Н. МЫМИНА  
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,  
которую можно оформить в любом  
почтовом отделении (индексы  
по каталогам: "Роспечать" 85159,  
"Пресса России" 39269, "Почта России"  
60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
268-47-19.

Факс: (499) 269-48-97.  
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



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Вдовин К.Н., Ячиков И.М., Данилюк К.А. Математическая модель для определения параметров электростатического введения наночастиц во вращающийся металл.....99
- Сушенцов Н.И., Степанов С.А., Шашин Д.Е. Разработка методики формирования функциональных покрытий на основе комплексного нитрида титана и алюминия и исследование их свойств ..... 105



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Безъязычный В.Ф., Фоменко Р.Н., Непомилуев В.В. Исследование влияния технологических условий обработки точением режущим инструментом с износостойкими покрытиями на параметры качества поверхностного слоя деталей машин ..... 108
- Неверов А.Н. Колебательная система для ультразвуковой ударной обработки..... 114
- Щедрин А.В., Поляков А.О., Сергеев Е.С., Зинин М.А., Косарев И.В. Теоретическое и экспериментальное исследование метода комбинированного прошивания (протягивания) отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией в условиях применения металлоплакирующих смазок..... 119



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Зайцев Н.Г., Мазилин И.В., Балдаев Л.Х., Овчинников В.В. Изменение микроструктуры керамического слоя  $ZrO_2-Y_2O_3$  теплозащитного покрытия под влиянием лазерного оплавления ..... 123
- Мигранов М.Ш., Шехтман С.Р., Ахметова Э.З. Исследование износостойких многослойных покрытий системы Ti-C-Si, синтезированных из плазмы вакуумно-дугового разряда..... 131



### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Ковтунов А.И., Семистенова Т.В., Острячко А.М. Жаростойкие покрытия на основе сплавов системы Cr-Al..... 135



### ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

- Антонова Н.М., Бабичев А.П., Гасанов Б.Г., Гасанов А.Б., Егоров С.Н. Формирование структуры и свойств антифрикционных покрытий на основе пористых металлоорганических матриц Na-KMЦ-Al с дисульфидом молибдена..... 139

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, в базу данных Chemical Abstracts

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 13  
2017  
№ 3 (147)  
March

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. BEZYZYCHNYI

**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  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.E. GROMOV  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
Yu.R. KOPYLOV  
N.K. KRIONI  
V.P. KUZNETSOV  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.A. SHULOV  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUHOCHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

I.N. MYMRINA  
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,  
which can be issued in any post office  
(index on the catalogues: "Rospechat"  
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta  
Rossii" 60252) or in publishing office.  
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.  
Fax: (499) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

## CONTENTS

➔	<b>GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING</b>
	<b>Vdovin K.N., Yachikov I.M., Danilyuk K.A.</b> Mathematical model for determination parameters of electrostatic deposition of nanoparticles in a rotating metal.....99
	<b>Sushentsov N.I., Stepanov S.A., Shashin D.E.</b> Working out methods of formation of functional coatings based on integrated titanium and aluminum nitride and investigation their properties.....105
➔	<b>MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING</b>
	<b>Bezyazychnyi V.F., Fomenko R.N., Nepomiluev V.V.</b> Investigation of the influence of technological conditions for turning machining by the cutting tool with wear-resistant coatings on the quality parameters of the surface layer of machine parts .....108
	<b>Neverov A.N.</b> Vibration system for the ultrasonic impact working.....114
	<b>Shchedrin A.V., Polyakov A.O., Sergeev E.S., Zinin M.A., Kosarev I.V.</b> Theoretical and experimental research of a method of combined sewing (drawing) holes by tool with regular microgeometry under conditions application metalplacking lubricants.....119
➔	<b>PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY</b>
	<b>Zaitsev N.G., Mazilin I.V., Baldaev L.Kh., Ovchinnikov V.V.</b> Change in microstructure of ceramic layer $ZrO_2-Y_2O_3$ thermal coating under the influence of laser reflow.....123
	<b>Migranov M.Sh., Shechtman S.R., Akhmetov E.Z.</b> Study of wear-resistant of multilayer coatings Ti-C-Si, synthesized from the plasma vacuum arc .....131
➔	<b>CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING</b>
	<b>Kovtunov A.I., Semistenova T.V., Ostryanko A.M.</b> The heat-resistance coating based on chromium-aluminum alloy.....135
➔	<b>POLYMER AND COMPOSITE COATINGS</b>
	<b>Antonova N.M., Babichev A.P., Gasanov B.G., Gasanov A.B., Yegorov S.N.</b> Forming structure and properties of antifriction coverings based on porous metal-organic Na-CMC-Al matrixes using molybdenum disulphide .....139

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, Chemical Abstracts database



УДК 621.74.018.01:621.763

К.Н. Вдовин, И.М. Ячиков, К.А. Данилюк

(Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова)

E-mail: vdovin@magtu.ru

## Математическая модель для определения параметров электростатического введения наночастиц во вращающийся металл

*Приведена математическая модель, описывающая движение мелкодисперсных карбидных порошков под действием электрической силы и силы сопротивления среды. Для условий центробежной машины для производства валков получены зависимости скорости частиц карбида кремния и карбида вольфрама в момент удара о поверхность расплава от их радиуса, плотности и ускоряющего напряжения.*

**Ключевые слова:** рабочая поверхность прокатного валка, центробежная машина литья, электростатическое распыление наночастиц, электрическое поле, карбид кремния, заряд частицы.

*The mathematical model describing the movement of fine carbide powders under the influence of the electric force and force of resistance of the environment is given. For conditions of the centrifugal car of production of rolls received dependences of speed of particles of carbide of silicon and carbide of tungsten at the time of blow about a fusion surface on their radius, density and the accelerating tension*

**Keywords:** working surface of a rolling roll, centrifugal car for molding, electrostatic dispersion of nanoparticles, electric field, silicon carbide, particle charge.

### Введение

Прокатные валки, являясь главным инструментом в процессе получения листа или сорта, — самая затратная часть всего прокатного оборудования. Они имеют поверхностный рабочий слой и сердцевину и могут быть многослойными. Рабочий слой отвечает за эксплуатационную стойкость валков и должен обладать прочностью, абразивной износостойкостью, термической устойчивостью и соответствовать условиям захвата прокатываемого металла [1].

Для обеспечения прочности и износостойкости рабочая поверхность должна иметь специальные свойства, которые зависят от:

- химического состава материала;
- технологии изготовления валка;
- макро- и микроструктуры материала валка;
- наличия в структуре равномерно распределенных карбидов.

Тщательное выполнение этих требований к рабочей поверхности в процессе изготовления валков обеспечивает их необходимую эксплуатационную стойкость. Однако возрастающие требования к конечному

продукту—прокату (заданная толщина и постоянная твердость по всей длине раската, низкая стоимость и др.) предполагают дальнейшее повышение механических свойств валков.

Технология изготовления валков для станов горячей прокатки в последние годы существенно изменилась. Заводы—производители валков в основном переходят на использование легированного чугуна и центробежного литья. Оно обеспечивает минимальное количество брака при изготовлении валка (по сравнению со стационарным литьем), позволяет существенно улучшить условия труда литейщиков и обеспечить хорошие эксплуатационные свойства валков [1].

Стремление улучшить качество рабочей поверхности валков предполагает использование новых методов упрочнения поверхностного слоя: дополнительного легирования чугуна перед заливкой, увеличения скорости охлаждения во время кристаллизации, введения в чугун наночастиц [2—4].

Существует несколько способов упрочнения металлов [5—7]: зернограничное, дисперсное и дисперсионное.

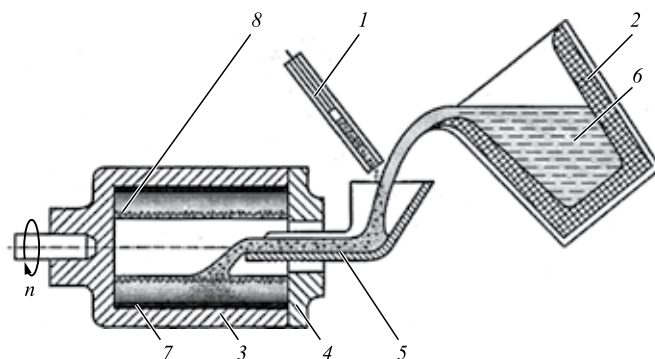
При зернограничном способе упрочнения границы зерен служат препятствиями для движения дислокаций.

Если в зерне с благоприятной ориентировкой достигается напряжение, необходимое для работы источника дислокаций, раньше, чем в соседнем кристалле, тогда в благоприятно ориентированном зерне происходит вначале движение, а затем и скопление дислокаций, пришедших к границе зерна. Возникающие поля напряжений накладываются на внешние. Это может привести к тому, что в соседних зернах будет достигнуто напряжение текучести. Таким образом распространяется пластическая деформация в соседние зерна. Процесс затрудняется, когда размер зерна уменьшается, число скопившихся на границах зерен дислокаций уменьшается, уменьшаются поля напряжений, но главное — увеличивается набор разориентировок зерен, что суммарно делает границы более эффективным препятствием для дислокаций.

Дисперсно-упрочненным называют порошок материал, упрочненный включениями тугоплавких соединений или оксидов, вводимых в смесь или образующихся вследствие внутреннего окисления и не растворяющихся при спекании или эксплуатации. Таким образом, наиболее характерной особенностью материалов данного класса является наличие в металлической основе тонкодисперсных включений фазы-упрочнителя, равномерно распределенных между частицами металла и химически инертных к ним. Первым дисперсно-упрочненным материалом был, видимо, торированный вольфрам (1913 г., патент Германии), применявшийся для изготовления нитей ламп накаливания для электроосвещения.

Упрочнение, достигаемое за счет выделения дисперсных включений в процессе кристаллизации металла или термообработки, называется дисперсионным, а за счет введения дисперсных частиц в расплав или исходную шихту и последующего формования или спекания — дисперсным [5]. Для такого упрочнения применяют сплавы, оксиды металлов, полученные методами порошковой металлургии. Дисперсионное упрочнение и упрочнение дисперсными частицами описываются механизмом Орована. Согласно этой модели дислокации при движении будут удерживаться на частицах до тех пор, пока прикладываемое напряжение не будет достаточным для того, чтобы линия дислокаций изогнулась и прошла между частицами, оставив около них дислокационную петлю [5].

Частицы твердого тела, находящиеся в контакте с газообразной или жидкой средой и друг с другом, называют порошками. Обычно к порошкам относят тела, состоящие из частиц размером от 1 до 300 мкм. Введение в расплав порошка из частиц тугоплавких соединений, не растворяющихся и не коагулирующих в матрице (основе) сплава при высоких рабочих температурах, приведет к дисперсионному упрочнению, так как в расплаве образуется химически устойчивая субмикронного размера фаза, которая будет тормозить перемещение дислокаций и при высокой температуре. Чем меньше частицы наполнителя и меньше расстояние между ними, тем



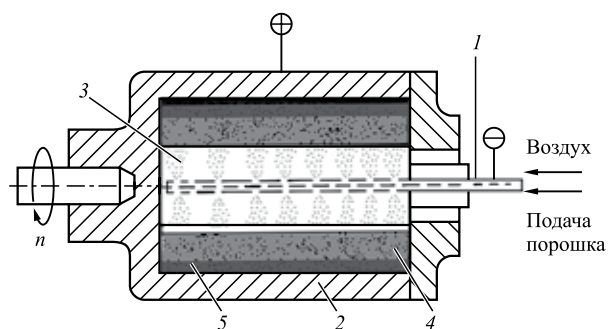
**Рис. 1.** Схема дисперсионного упрочнения чугуна при производстве валков в центробежной машине с подачей порошка в момент заливки металла:

1 — устройство подачи порошка; 2 — ковш с металлом; 3 — изложница центробежной машины; 4 — крышка изложницы; 5 — разливочный носок; 6 — исходный жидкий белый чугун; 7 — затвердевающий слой металла; 8 — частицы карбидов в расплаве

прочнее получаемый композиционный материал. Кроме того, наиболее высокая прочность достигается при равномерном распределении частиц в матрице. Отсюда следует важность изучения различных способов ввода порошка в жидкий расплав и обоснования рациональных технологических параметров.

Одним из способов обработки расплава является подача порошка при заливке металла во вращающуюся изложницу (рис. 1). Этот способ обработки расплава является наиболее простым, однако при его использовании трудно прогнозировать распределения частиц по сечению затвердевающего слоя чугуна при разных дисперсности и плотности частиц реагента.

Другим способом является регулируемая подача порошка на поверхность затвердевающего металла, находящегося в кокиле центробежной машины (рис. 2). Подача порошка тугоплавких металлов происходит с



**Рис. 2.** Схема дисперсионного упрочнения чугуна при производстве валков в центробежной машине путем электростатической подачи порошка в жидкий металл:

1 — устройство подачи порошка; 2 — изложница центробежной машины; 3 — зона электростатического распыления порошка; 4 — слой жидкого металла; 5 — затвердевающий слой металла

помощью специального устройства подачи через сопла, расположенные по оси центробежной машины, посредством электростатического распыления.

Принцип электростатического распыления порошка заключается в том, что частицы материала, соприкасаясь с электродом, получают отрицательный заряд с высоким электрическим потенциалом (10...100 кВ). После распыления они направленно движутся к положительному электроду, которым является поверхность расплава на металлической форме (кокиле), причем частицы порошка движутся по силовым линиям электростатического поля высокой напряженности. Известно, что при одинаковой полярности зарядов всех частиц и при достаточно высокой плотности их распределения они, отталкиваясь друг от друга, будут стремиться приобрести в пространстве однородное распределение. Это обеспечит однородность осажденного слоя, т. е. равномерность подачи частиц на обрабатываемый металл. Кроме этого, изменяя электростатический потенциал, можно легко управлять расходом распыляемого порошка.

**Цель работы** — создание математической модели и моделирование параметров электростатического распыления мелкодисперсных карбидных порошков в машине для центробежного производства валков.

### Математическая модель процесса электростатического распыления наночастиц

Электростатическая технология нанесения дисперсных материалов (наночастиц) включает следующие процессы: электрическое зарядание частиц, их перенос к подложке во внешнем электрическом поле и осаждение. Эти процессы зависят от многих факторов, из которых наиболее значительными являются электрический заряд частицы и параметры электрического поля.

Существует несколько методов придания частицам порошка электрического заряда: контактный, основанный на передаче заряда от заряженного к незаряженному объекту; индукционный, связанный с воздействием на свободные заряды; поляризационный, основанный на воздействии на связанные заряды с их поляризацией, и метод зарядания в поле униполярного коронного разряда [7].

Метод статической электризации при контактном взаимодействии не требует внешнего электрического поля и связан с образованием и разделением электрических зарядов в результате механического контакта поверхностей твердых тел. При трении двух незаряженных тел они заряжаются с равными по величине и противоположными по знаку зарядами [8]. Известно, что сильно электролизуются при трении изделия из синтетических материалов, бензин при его движении, т. е. материалы, являющиеся хорошими диэлектриками (проводимость  $\sigma = 10^{-8} \dots 10^{-16} \text{ (Ом}\cdot\text{м)}^{-1}$ ).

Карбиды относят к полупроводникам, поэтому наиболее перспективным является метод зарядания частиц в поле униполярного коронного разряда.

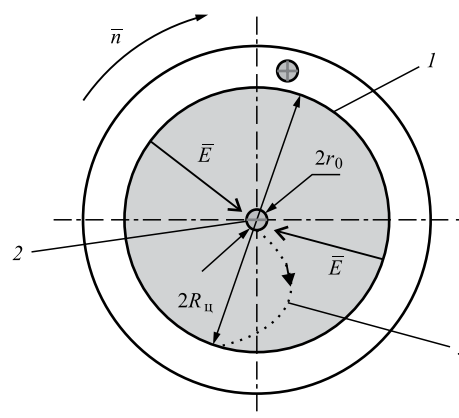
Движение заряженной частицы в электрическом поле высокой напряженности происходит под действием ряда сил, соотношение между которыми обуславливает ее поведение в межэлектродном пространстве. Носителями зарядов в этом случае являются не электроны и газовые ионы, а заряженные частицы порошка. При сообщении частицам избыточных зарядов они в электрическом поле будут двигаться по направлению к электроду, имеющему заряд, противоположный заряду частиц.

Основными силами, действующими на частицу, являются электрическая сила  $F_э$ , действующая на заряд, и сила сопротивления среды (лобового сопротивления)  $F_{пр}$ , которая связана с преодолением сопротивления воздуха. В полярной системе координат, связанной с осью центробежной машины, заряженные частицы под действием электрического поля движутся вдоль ее радиуса со скоростью  $V_r$ , а в результате вентильаторного эффекта, возникающего при вращении кокиля, — вдоль азимутальной координаты со скоростью  $V_\phi$  (рис. 3). Наиболее важными являются изучение движения частиц вдоль линий электрического поля и нахождение значения скорости  $V_r$  при их встрече с расплавом в направлении нормали к его поверхности.

Уравнение движения частицы вдоль оси  $r$ , расположенной по направлению линии электрического поля, имеет вид

$$m_ч \frac{d^2 r}{d\tau^2} = F_э - F_{пр}, \quad (1)$$

где  $r$  — расстояние от оси центробежной машины;  $\tau$  — время;  $m_ч$  — масса частицы.



**Рис. 3.** Движение заряженных частиц в электрическом поле высокой напряженности при вращении кокиля:

1 — внутренняя поверхность вращающегося кокиля (анод); 2 — устройство подачи порошка (катод); 3 — траектория движения частиц порошка

На частицу, имеющую заряд  $q$ , вдоль оси  $r$  действует электрическая сила

$$F_s = E(r)q, \quad (2)$$

где  $E(r)$  — напряженность электрического поля.

Заряд, который приобретает частица, определяется ее электрической емкостью  $C$  и потенциалом частицы относительно кокиля  $\varphi_0$ :

$$q = C\varphi_0. \quad (3)$$

Емкость шара радиусом  $R_{\text{ч}}$  определяется выражением  $C = 4\pi\epsilon_0\epsilon R_{\text{ч}}$ , где  $\epsilon_0$  — электрическая постоянная,  $\epsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$  Ф/м;  $\epsilon$  — диэлектрическая проницаемость среды, окружающей шар, для атмосферы внутри кокиля можно принять  $\epsilon = 1$ .

Для случая коаксиальных цилиндров напряженность электрического поля между ними [9]

$$E(r) = \frac{U}{r} \ln \frac{R_{\text{ц}}}{r_0}, \quad (4)$$

где  $U$  — напряжение между внутренним и наружным цилиндрами;  $r_0$  — расстояние от оси центробежной машины до точки, откуда вылетают частицы;  $R_{\text{ц}}$  — расстояние от оси центробежной машины до поверхности расплава, куда попадают частицы.

Обычно потенциал частицы  $\varphi_0 \leq U$  и определяется конструкцией устройства по приданию частицам порошка электрического заряда.

Сила трения (сопротивления среды при движении частицы)

$$F_{\text{тр}} = \frac{k\rho_{\text{в}}S_{\text{ч}}}{2} \left( \frac{dr}{d\tau} \right)^2, \quad (5)$$

где  $S_{\text{ч}} = \pi R_{\text{ч}}^2$  — площадь поперечного сечения поверхности контакта частица—воздух;  $\rho_{\text{в}}$  — плотность воздуха;  $dr/d\tau = V$  — скорость частицы.

Сферическая частица представляет собой плохо обтекаемое тело, и в общем случае коэффициент сопротивления  $k$  — функция от числа Рейнольдса  $Re = 2R_{\text{ч}}V/v_{\text{в}}$  [10, 11]:

$$k = \frac{a}{Re^m},$$

где  $a = 24$ ;  $m = 1$  для  $0 \leq Re \leq 1$ ;

$a = 25$ ;  $m = 0,75$  для  $1 < Re \leq 50$ ;

$a = 4$ ;  $m = 0,3$  для  $50 < Re \leq 10^3$ ;

$a = 0,45$ ;  $m = 0$  для  $10^3 < Re \leq 2 \cdot 10^5$ .

Зависимость  $k(Re)$  показана на рис. 4.

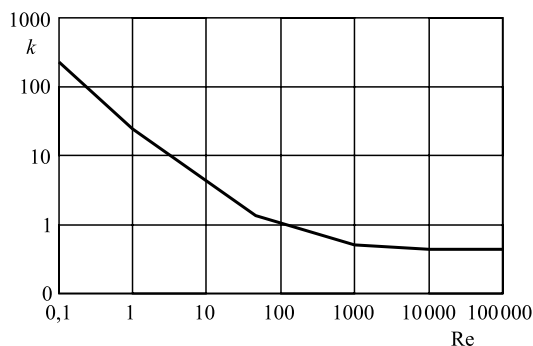


Рис. 4. Зависимость коэффициента сопротивления шара от числа Рейнольдса

Плотность  $\rho_{\text{в}}(t)$ , кг/м<sup>3</sup>, и кинематическая вязкость  $v_{\text{в}}(t)$ , м<sup>2</sup>/с, воздуха с хорошей точностью в рассматриваемом диапазоне температур ( $t = 0 \dots 1200$  °С) могут быть аппроксимированы следующими функциями:  $\rho_{\text{в}}(t) = 1/(0,0028t + 0,7735)$ ;  $v_{\text{в}}(t) = 10^{-6} \cdot [7,07 \cdot 10^{-5}t^2 + 9,52 \cdot 10^{-2}t + 13,2]$ .

Решая совместно уравнения (1)...(5), получим результирующее дифференциальное уравнение

$$m_{\text{ч}} \frac{d^2r}{d\tau^2} = 4\pi\epsilon_0\varphi_0 R_{\text{ч}} \frac{U}{r} \ln \frac{R_{\text{ц}}}{r_0} - \frac{k\rho_{\text{в}}S_{\text{ч}}}{2} \left( \frac{dr}{d\tau} \right)^2. \quad (6)$$

Дополним его начальными условиями

$$r|_{\tau=0} = r_0, \quad (7)$$

$$V_0 = \left. \frac{dr}{d\tau} \right|_{\tau=0} = 0. \quad (8)$$

Задачу Коши (6)...(8) можно решить аналитически, если пренебречь силой сопротивления воздуха. Физически это означает движение заряженных частиц порошка под действием электрического поля в вакууме. В этом случае систему дифференциальных уравнений можно представить как

$$\frac{dV}{d\tau} = \frac{A}{r},$$

$$\frac{dr}{d\tau} = V,$$

где  $A = 4\pi\epsilon_0 R_{\text{ч}} \frac{\varphi_0 U}{m_{\text{ч}}} \ln \frac{R_{\text{ц}}}{r_0}$  или с учетом того, что масса

частицы  $m_{\text{ч}} = \frac{4}{3}\pi R_{\text{ч}}^3 \rho_{\text{ч}}$ , где  $\rho_{\text{ч}}$  — плотность материала

частицы,  $A = 3\epsilon_0 \frac{\varphi_0 U}{R_{\text{ч}}^2 \rho_{\text{ч}}} \ln \frac{R_{\text{ц}}}{r_0}$ .

С учетом начального условия  $V|_{r=r_0} = \frac{dr}{d\tau}|_{r=r_0} = 0$  получим

$$V(r) = \sqrt{2A \ln \frac{r}{r_0}}. \quad (9)$$

Скорость частиц в момент удара о поверхность расплава ( $r = R_{\text{ц}}$ )

$$V_{\text{н}} = \sqrt{2A \ln \frac{R_{\text{ц}}}{r_0}}. \quad (10)$$

Конечный момент времени движения частицы между электродами в электрическом поле

$$\tau_{\text{к}} = \int_{r_0}^{R_{\text{ц}}} \frac{dr}{V(r)}. \quad (11)$$

После преобразования уравнения (6) для скорости частицы с учетом силы сопротивления воздуха получаем следующее дифференциальное уравнение:

$$\frac{dV}{dr} = \frac{A}{rV} - B(V)V, \quad (12)$$

$$V|_{r=r_0} = 0, \quad (13)$$

где  $B(V) = \frac{4}{3R_{\text{ч}}} k(V) \frac{\rho_{\text{в}}}{\rho_{\text{ч}}}$ .

Задачу Коши (12)...(13) можно решить приближенно на ЭВМ.

### Моделирование процесса электростатического распыления наночастиц карбидов

Для рассмотренной математической модели (6)...(8) в среде Mathcad 14 создана компьютерная программа "Электрогазодинамические параметры порошка", позволяющая определять характеристики заряженных частиц порошка, их скорости без учета и с учетом сопротивления воздуха.

На рис. 5 показаны зависимости скорости частицы карбида кремния ( $\rho_{\text{ч}} = 3032 \text{ кг/м}^3$ ) радиусом  $R_{\text{ч}} = 100 \text{ мкм}$  при ее движении между coaxиальными цилиндрами устройства подачи порошка ( $r_0 = 10 \text{ мм}$ ) и внутренней поверхностью кокиля с расплавом ( $R_{\text{ц}} = 350 \text{ мм}$ ), полученные с помощью уравнения (9), т. е. без учета сопротивления воздуха. Принималось, что каждая частица заряжалась до потенциала  $\phi_0 = U/2$ . Заряд частицы пропорционален ее потенциалу  $\phi_0$  (3).

Так, при  $U = 10 \text{ кВ}$  заряд каждой частицы составлял  $q = 5,6 \cdot 10^{-11} \text{ Кл}$ . На рис. 5 видно, что частица имеет максимальное ускорение вблизи устройства подачи

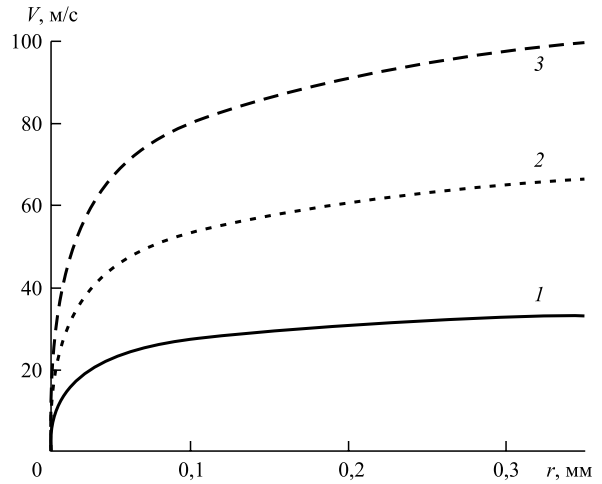


Рис. 5. Зависимость скорости частицы карбида кремния без учета сопротивления воздуха при ее движении между coaxиальными цилиндрами устройства подачи порошка и внутренней поверхностью кокиля с расплавом при зарядке частицы до потенциала  $\phi_0 = U/2$  при:

1 —  $U = 10 \text{ кВ}$ ,  $V_{\text{н}} = 33 \text{ м/с}$ ; 2 —  $U = 20 \text{ кВ}$ ,  $V_{\text{н}} = 66 \text{ м/с}$ ; 3 —  $U = 30 \text{ кВ}$ ,  $V_{\text{н}} = 99 \text{ м/с}$

порошка (т. е. в области наиболее высокой напряженности электрического поля).

Результаты компьютерного моделирования характера движения частиц с учетом сопротивления воздуха приведены на рис. 6. Температура воздуха внутри кокиля  $t_{\text{в}}$  принималась равной  $400 \text{ }^\circ\text{C}$ . Видно, что скорости частиц под действием электрического поля высокой напряженности сначала резко возрастают, а затем из-за сопротивления воздуха плавно снижаются. Как и

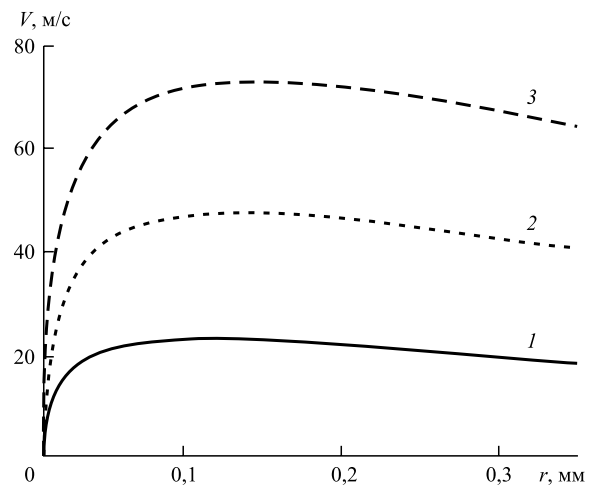


Рис. 6. Зависимость скорости частицы карбида кремния с учетом сопротивления воздуха при ее движении между coaxиальными цилиндрами устройства подачи порошка и внутренней поверхностью кокиля с расплавом при зарядке частицы до потенциала  $\phi_0 = U/2$  при:

1 —  $U = 10 \text{ кВ}$ ,  $V_{\text{н}} = 18 \text{ м/с}$ ; 2 —  $U = 20 \text{ кВ}$ ,  $V_{\text{н}} = 40 \text{ м/с}$ ; 3 —  $U = 30 \text{ кВ}$ ,  $V_{\text{н}} = 64 \text{ м/с}$

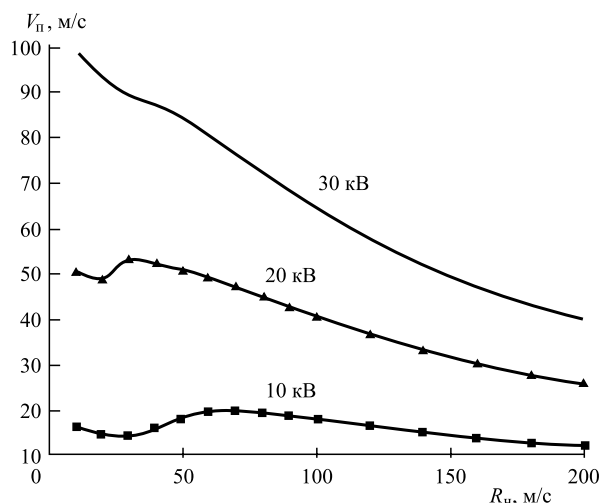


Рис. 7. Зависимость скорости частицы карбида кремния в момент удара о поверхность расплава от ее радиуса при разном ускоряющем напряжении

в случае отсутствия сопротивления воздуха, скорость частиц в момент удара о поверхность расплава  $V_n$  и ускоряющее напряжение  $U$  связаны между собой зависимостью, близкой к линейной.

Скорость столкновения частицы с расплавом  $V_n$  зависит и от радиуса частиц, и от их плотности. При радиусах частиц  $R_ч > 70$  мкм скорость падает (рис. 7), а при  $R_ч < 70$  мкм она ведет себя сложным образом (имеется локальный минимум), что связано с высоким коэффициентом сопротивления при обтекании шарообразного тела при малых числах Рейнольдса (см. рис. 4).

При использовании порошка с частицами более высокой плотности, чем у SiC, например порошка карбида вольфрама WC ( $\rho_ч = 15\,600$  кг/м<sup>3</sup>), уровень скоростей частиц порошка при электростатическом распылении несколько снижается. Это видно на рис. 8, где приведены данные моделирования скорости частицы карбида вольфрама при тех же условиях, что и на рис. 5 для карбида кремния. Частицы WC более инерционны, поэтому не наблюдается снижение скорости из-за сопротивления воздуха, как в случае частиц SiC.

Однако проникновение в расплав частиц карбида вольфрама может быть более эффективным, чем частиц карбида кремния, так как хотя скорость встречи с расплавом и снижается в 1,5 раза, импульс частицы WC существенно больше из-за того, что ее масса при том же радиусе больше примерно в 5 раз.

Разработанная компьютерная программа может быть использована в дальнейшем при разработке новой технологии управляемого введения наночастиц во вращающуюся литейную форму с жидким металлом. Это приведет к более равномерному распределению частиц в упрочняемом слое и повышению эксплуатационной стойкости рабочей поверхности прокатного вала.

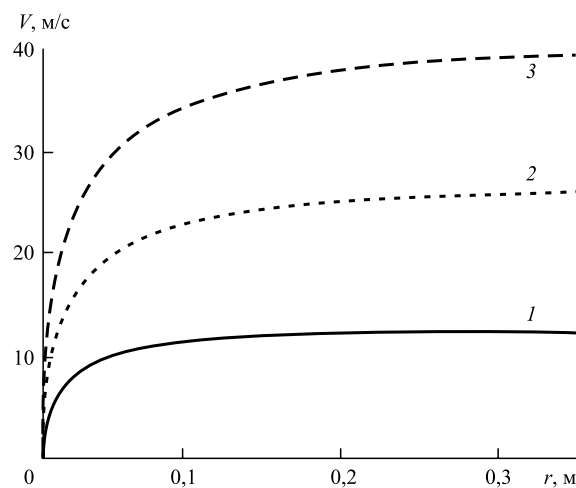


Рис. 8. Зависимость скорости частицы карбида вольфрама ( $R_ч = 100$  мкм) при ее движении между коаксиальными цилиндрами устройства подачи порошка и внутренней поверхностью кокиля с расплавом при зарядке частицы до потенциала  $\Phi_0 = U/2$  при:  
1 —  $U = 10$  кВ,  $V_n = 12,2$  м/с; 2 —  $U = 20$  кВ,  $V_n = 26$  м/с; 3 —  $U = 30$  кВ,  $V_n = 39,5$  м/с

### Выводы

Предложена простая инженерная математическая модель, позволяющая определять электрические и динамические параметры при движении мелкодисперсных порошков при их электростатическом распылении. Для условий центробежной машины при заданном электрическом заряде частиц порошка установлены зависимости скорости частиц в момент удара о поверхность расплава от их радиуса, плотности и ускоряющего напряжения.

С помощью созданной математической модели и компьютерного моделирования возможно определять технологические условия и закон подачи порошка, при которых достигается равномерное распределение частиц в формируемом поверхностном рабочем слое вала в центробежной машине.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вдовин К.Н. Прокатные валки. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. 443 с.
2. Чуманов В.И., Чуманов И.В., Аникеев А.Н. Упрочнение поверхностных слоев при формировании полой заготовки методом центробежного литья // Электromеталлургия. 2010. № 1. С. 33—35.
3. Аникеев А.Н., Бигеев Е.Н., Гордеев Е.Н. О возможности введения твердых тугоплавких частиц при получении трубной заготовки методом центробежного литья // Вестник ЮУрГУ. Сер.: Металлургия. 2009. Вып. 13. № 36 (169). С. 24—27.



4. Пат. № 142882 РФ, МПК в 22 D 13/02. Устройство для центробежного литья трубной заготовки.

5. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1985. 408 с.

6. Трефилов В.И. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев: Наук. думка, 1987. 73 с.

7. Довгяло В.А., Юркевич О.Р. Композиционные материалы и покрытия на основе дисперсных полимеров. Технологические процессы. Минск: Наука і тэхніка, 1992. 256 с.

8. Леб Л. Статическая электролизация. М.—Л.: Госэнергоиздат, 1963. 408 с.

9. Верещагин И.П., Левитов В.И., Мирзабекян Г.З. Основы электрогазодинамики дисперсных систем. М.: Энергия, 1974. 480 с.

10. Кутателадзе С.С. Основы теории теплообмена. М.: Атомиздат, 1979. 416 с.

11. Повх И.Л. Техническая гидродинамика. Л.: Машиностроение, 1976. 504 с.

УДК 621.37/.39:621.9.048.7

Н.И. Сушенцов, С.А. Степанов, Д.Е. Шашин

(Поволжский государственный технологический университет, г. Йошкар-Ола)

E-mail: SushentsovNI@volgategch.net

## Разработка методики формирования функциональных покрытий на основе комплексного нитрида титана и алюминия и исследование их свойств

*Предлагаемый проект направлен на решение научно-технических задач формирования многокомпонентных пленок нанокристаллического строения различного назначения, обладающих заданными стехиометрическим составом и свойствами, а также изучение их физических свойств. Универсальная установка магнетронного распыления и дугового испарения позволяет получать огромное число возможных комбинаций отдельных компонентов в формируемом пленочном покрытии, а также комплексные соединения на их основе. Интеграция различных методов формирования пленочных покрытий в одном технологическом цикле позволяет вести формирование пленок в автоматизированном режиме с большим набором технологических схем, что облегчает оптимизацию технологического процесса.*

**Ключевые слова:** магнетронное распыление, дуговое испарение, вакуумные покрытия.

*The proposed project is aimed at solving scientific and engineering problems of formation of the multicomponent films of nanocrystalline structures for various purposes with a given stoichiometric composition and properties, as well as the study of their physical properties. Universal installation magnetron sputtering and arc evaporation produces a huge number of possible combinations of individual components in the formed film coating as well as complex compounds based on them. Integrating different methods in one process cycle of forming film coating allows form the films in automated mode with a wide range of technological schemes, making it easier to optimize the process.*

**Keywords:** magnetron sputtering, arc evaporation, vacuum coating.

### Введение

При изготовлении функциональных покрытий на базе пленок нитрида алюминия (AlN), нитрида титана (TiN) и комплексных соединений на их основе с использованием магнетронного распыления и дугового испарения требуется контроль структурных, функциональных, физических и механических параметров этих пленок. Это связано с тем, что на процессы формирования пленок помимо контролируемых параметров технологического процесса влияют и неуправляемые и неконтролируемые факторы. В настоящее время ведутся работы в направлении исследования влияния управляемых и контролируемых факторов технологического процесса формирования пленок на их свойства, тогда

как влиянием неуправляемых и неконтролируемых факторов пренебрегают.

Для контроля каждой из групп параметров пленок существуют свои методики, требующие применения специализированных приборов. Кроме того, некоторые методики довольно сложны для применения в условиях реального производства.

Для исследования кристаллического строения поликристаллических тонких пленок применяются методы дифракционного анализа. Они же, как правило, используются и для химического контроля состава покрытия. Нередко дополнительно требуется спектральный анализ вещества или другие методы определения химического состава пленок. Однако методы рентгеноструктурного анализа не нашли широкого примене-

ния в производственных условиях. Кристаллическое строение пленки можно контролировать косвенно по ее электрическим, механическим и функциональным характеристикам. С помощью этих же методов контролируют функциональные параметры покрытия.

### Экспериментальная установка магнетронного распыления и дугового испарения

Экспериментальная автоматизированная вакуумная установка магнетронного распыления и дугового испарения представлена на рис. 1 [1]. Она создана на основе установки ННВ-6 и совмещает в себе возможность применения магнетронного распыления (четыре магнетрона) и дугового испарения (два дуговых испарителя) для формирования многокомпонентных пленок (шесть и более материалов) нанокристаллического строения (степень кристалличности 30...50 %, размер кристаллитов 30...100 нм) различного назначения, обладающих заданными стехиометрическим составом (0...100 %) и свойствами [2].

На рис. 2 приведены результаты исследований работы магнетрона и дугового испарителя. Материал мишени магнетрона — Al. Материал катода испарителя — Ti. Рабочий газ — смесь аргона и азота в пропорции 90:10. Давление в вакуумной камере изменялось в пределах 0,1...0,6 Па. Данный режим работы позволяет получать износостойкие покрытия  $Ti_2AlN$  с заданными свойствами и стехиометрическим составом.

### Методика эксперимента

Многослойное покрытие формировали в следующих условиях. Материал подложки — коррозионно-стойкая сталь 12X18H10T. Подложка вращалась на планетарном механизме. Перед процессом напыления проводили очистку образцов в плазме тлеющего разряда при напряжении 950 В и токе 0,5 А. Основные параметры процесса напыления пленки представлены в табл. 1.

### Результаты исследований пленок

Метод определения микротвердости предназначен для оценки твердости очень малых (микроскопических) объемов материалов. Его применяют для измерения твердости мелких деталей, тонкой проволоки или ленты, тонких поверхностных слоев, покрытий и т. д. Главное назначение — оценка твердости отдельных фаз или структурных составляющих сплавов, а также разницы в твердости отдельных участков этих составляющих. Глубина вдавливания индентора при определении микротвердости составляет несколько микрометров и соизмерима с глубиной получаемого в результате механической шлифовки и полировки наклепанного поверхностного слоя. Поэтому методика удаления этого слоя особенно важна.

Основные факторы, влияющие на микротвердость пленок:

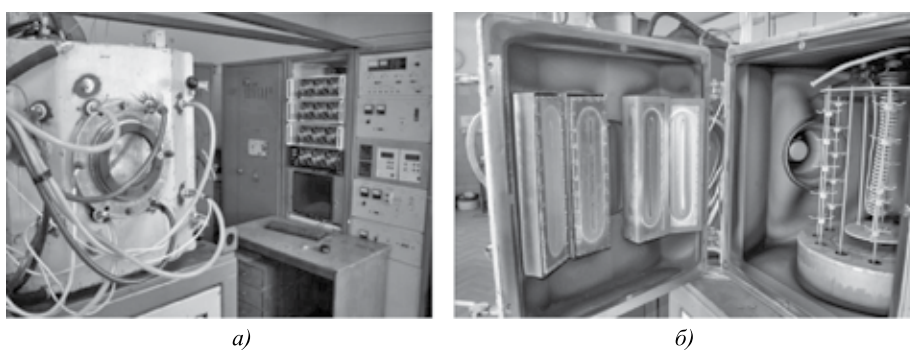


Рис. 1. Опытный образец установки магнетронного распыления и дугового испарения:

а — внешний вид; б — установленные магнетроны и дуговой испаритель

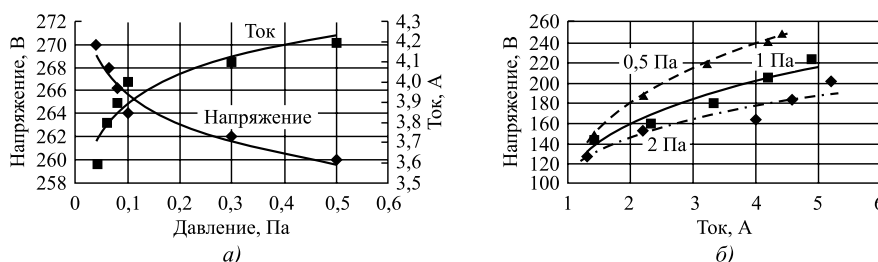


Рис. 2. Характеристики магнетронного разряда:

а — зависимости тока и напряжения разряда магнетрона от давления аргона при работающем дуговом испарителе; б — характеристики магнетронного разряда при различных давлениях в вакуумной камере

Таблица 1

Технологические режимы процесса напыления образцов

Образец (материал)	Метод получения	Давление в камере, Па	Состав газовой смеси	Параметры источника питания магнетрона	Параметры источника электрического смещения	Время напыления, мин
M1 (AlN)	Магнетронное распыление (МР)	1	Ar 50 % + N 50 %	$U = 300 \text{ В}, I = 6,5 \text{ А}$	$U = 105 \text{ В}, I = 1 \text{ А}$	30
M2 (TiN)	Дуговое испарение (ДИ)	0,4	N 100 %	—	$U = 150 \text{ В}, I = 3 \text{ А}$	30
M3 (TiAlN)	МР + ДИ	1	Ar 80 % + N 20 %	$U = 300 \text{ В}, I = 6 \text{ А}$	$U = 200 \text{ В}, I = 1,8 \text{ А}$	30
M4 (TiAlN)	МР + ДИ	1	Ar 60 % + N 40 %	$U = 300 \text{ В}, I = 6,5 \text{ А}$	$U = 200 \text{ В}, I = 1,8 \text{ А}$	30
M5 (TiAlN)	МР + ДИ	1	Ar 40 % + N 60 %	$U = 300 \text{ В}, I = 6,5 \text{ А}$	$U = 200 \text{ В}, I = 1,8 \text{ А}$	30

пластическая деформация пленки; силы сцепления между атомами; кристаллическое строение пленки; сжимающие напряжения в пленках в процессе их формирования.

В области размеров кристаллитов менее 100 нм, к которой относятся поликристаллические пленки AlN и TiAlN, полученные методом магнетронного распыления и дугового испарения, наиболее существенным фактором, влияющим на твердость пленки, является ее кристаллическое строение.

Для определения микротвердости системы пленка AlN/подложка провели измерения микротвердости [3] методом Виккерса на микротвердомере ПМТ-3 [3–5] в сочетании с использованием метода сканирующей зондовой микроскопии. Так как при определении длины диагонали отпечатка алмазной пирамидки на изображении, полученном с помощью зондового сканирующего микроскопа Ntegra Prima, возникает погрешность, вносимая оператором ( $\pm 20\%$ ), а определение глубины является более точным ( $\pm 5\%$ ), то использовали следующий метод: по изображению поверхности определяли глубину следа, оставленного индентором в системе пленка/подложка. По полученной глубине уже на изображении самого индентора определяли его диагональ.

Микротвердость определяли по формуле [4]

$$HV = 0,189 \frac{P}{D^2}, \quad (1)$$

где  $P$  — давление на индентор, Н;  $D$  — длина диагонали отпечатка от индентора, мм.

На рис. 3 (см. с. 2 обложки) представлены изображения двух образцов поверхности пленок, полученные методом СКМ после надавливания пирамидкой. Изображения остальных пленок аналогичны. Масса пирамидки 50 г, время надавливания 10 с.

### Выводы

Разработана методика формирования комплексно-

го нитрида титана и алюминия при совмещенной схеме магнетронного и дугового испарения. Получены вольт-амперные характеристики источников питания магнетрона и определено влияние на них работы дугового испарителя. Проведены эксперименты по получению различных образцов TiAlN и измерению их микротвердости. Разработана и опробована новая методика измерения микротвердости при помощи сканирующего зондового микроскопа.

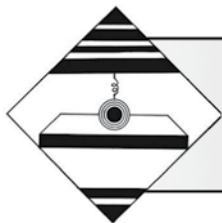
Таблица 2

Результаты измерения микротвердости полученных образцов

Образец	HV, МПа	Длина диагонали отпечатка, нм	
		$d_1$	$d_2$
M1	426	15	14,5
M2	362	16	16
M3	472	17,2	17,7
M4	413	16	14
M5	626	13	11,4

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Степанов С.А., Сушенцов Н.И. Автоматизированная установка магнетронного распыления для нанесения тонких пленок в микро- и нанoeлектронике // Мат. VIII Междунар. науч.-техн. конф. "Вакуумная техника, материалы и технология" / под ред. С.Б. Нестерова. М.: НОВЕЛЛА, 2013. 358 с.
2. Степанов С.А., Сушенцов Н.И., Филимонов В.Е. Автоматизированная установка магнетронного распыления и дугового испарения // Пленки и покрытия — 2013: Труды 11-й Междунар. конф., 6–8 мая 2013 / под ред. д-ра техн. наук В.Г. Кузнецова. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. 350 с.
3. Колмаков А.Г., Рыбакова Л.М., Терентьев В.Ф. Влияние магнетронного покрытия Mo—46 %Re на эволюцию дислокационной структуры приповерхностных слоев молибдена при статистическом растяжении // Физика и химия обработанных материалов. 1994. № 2. С. 104–109.
4. ГОСТ 2999–75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. М.: Изд-во стандартов, 1987. 30 с.
5. Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф., Бакиров М.В. Методы измерения твердости. М.: Интермет Инжиниринг, 2005. 150 с.



## Исследование влияния технологических условий обработки точением режущим инструментом с износостойкими покрытиями на параметры качества поверхностного слоя деталей машин\*

*Рассмотрены характер и степень влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на параметры процесса резания и качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей. Получены уравнения обрабатываемости для расчетного определения оптимальных режимов резания. Разработана методика назначения технологических условий обработки, обеспечивающих требуемые параметры качества поверхностного слоя детали с учетом трибологических характеристик покрытий режущего инструмента.*

**Ключевые слова:** износостойкие покрытия, процесс резания, коэффициент трения, оптимальная скорость резания, качество поверхностного слоя.

*Described the nature and degree of influence of nanostructured coatings on cutting tools and cutting process parameters of a surface layer quality of workpieces. The equations for calculation of workability for determine the optimum cutting conditions are received. The method of appointment of the technological processing conditions to ensure the required quality parameters of the surface layer of the details in view of the tribological characteristics of cutting tool coatings is developed.*

**Keywords:** wear-resistant coatings, cutting process, friction coefficient, optimal cutting speed, quality of surface layer.

### Введение

Назначаемые по справочнику или каталогу режимы резания обеспечивают требуемую стойкость инструмента или производительность обработки, при этом качество детали обеспечивается лишь с точки зрения точности размеров, шероховатости и взаимного расположения поверхностей. Такой подход при производстве ответственных деталей не гарантирует их высокие ресурс и надежность, что вызывает необходимость проведения дополнительных отделочно-упрочняющих операций после удаления "дефектного" слоя. Этот слой называется "дефектным" преимущественно потому, что числовые значения заложенных на стадии лезвийной обработки параметров качества поверхностного слоя с учетом глубины их залегания неизвестны. Отделочные операции повышают себестоимость изготовленных детали на 10...30 %.

Разработанная в Рыбинском государственном авиационном техническом университете им. П.А. Со-

\* Работа проведена в рамках задания № 2014/177 на выполнение государственных работ в сфере научной деятельности (код проекта 824).

ловьева теоретико-экспериментальная база позволяет без постановки опытов, расчетным методом определять оптимальные режимы резания и различные параметры качества поверхностного слоя детали для инструментов без покрытия. Как известно, оптимальный режим резания (скорость резания  $v_0$  и подача  $S_0$ ) характеризуется оптимальной температурой резания  $\theta_0$ , при которой наблюдаются минимум износа режущего инструмента, а также наилучшие показатели параметров качества поверхностного слоя и эксплуатационные свойства детали после обработки [1]. В то же время уже несколько десятилетий на производстве используются инструменты с износостойкими покрытиями, в том числе и наноструктурированные покрытия 2D и 3D (superlattice), которые значительно повышают эффективность обработки по сравнению с инструментами без покрытия.

Покрытия характеризуются низким коэффициентом трения, что существенно снижает длину пластического и упругого контакта стружки с деталью, силу резания и температуру в зоне обработки. Большинство современных износостойких покрытий имеет низкий коэффициент трения. Например, некоторые на-

ноструктурированные покрытия типа  $(\text{TiN})_{0,5}\text{B}_{0,5}$ ,  $\text{Ti}-\text{Cr}-\text{B}-\text{N}$ ,  $\text{TiN}/\text{AlN}$ ,  $\text{nc-TiAlN}/\text{a-Si}_3\text{N}_4$  имеют коэффициент трения по стали  $0,1...0,4$ . Нанесение износостойких покрытий с низким коэффициентом трения, например  $(\text{Ti}; \text{Si})\text{N}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , приводит к снижению таких параметров контактных процессов и стружкообразования, как длина пластического и упруго контактов стружки с передней и задней поверхностями инструмента, коэффициент укорочения стружки  $K_L$ , силы, действующие на передней поверхности, коэффициент трения  $\mu$ , удельные нагрузки на задней поверхности [2]. Переход от качественного описания влияния покрытий на процесс резания к использованию конкретных количественных полученных экспериментально данных является важным этапом в обеспечении требуемых характеристик деталей.

### Постановка задач исследования

**Цель исследования** — разработка методики расчетного определения технологических условий обработки точением, которые обеспечивают требуемое качество поверхностного слоя детали и точность обработки с учетом трибологических характеристик покрытий режущего инструмента.

В ряде случаев для получения качественных деталей необходимо назначать так называемую оптимальную скорость резания  $v_o$ . Оптимальное сочетание скорости резания  $v_o$  и подачи  $S_o$  соответствует оптимальной температуре резания, которая является константой для определенного сочетания инструментальный — обрабатываемый материал. При этой температуре наблюдаются максимальная размерная стойкость инструмента  $T$ , минимальное значение высоты неровностей обработанной поверхности  $Ra$  и др. Поэтому такие режимы целесообразно использовать при чистовой обработке деталей, которые работают в условиях агрессивной среды и высоких термосиловых воздействий, когда поверхностный слой детали должен содержать наименьшее количество дефектов. Для определения оптимальной скорости резания профессором С.С. Силичиным получено уравнение [3]

$$v_o = \frac{C_o a}{a_1} \left( \frac{a_1 b_1 c p \theta}{P_{z \min}} \right)^n, \quad (1)$$

где  $a_1, b_1$  — толщина и ширина среза соответственно, м;  $a$  — температуропроводность обрабатываемого материала,  $\text{m}^2/\text{c}$ ;  $c p$  — удельная объемная теплоемкость обрабатываемого материала,  $\text{Дж}/(\text{m}^3 \cdot \text{c} \cdot \text{K})$ ;  $\theta$  — температура в зоне резания,  $^\circ\text{C}$ ;  $n, C_o$  — коэффициенты, зависящие от свойств обрабатываемого материала;  $P_{z \min}$  — минимальная стабилизированная сила резания, Н.



Рис. 1. Динамометр для измерения силы резания

В ряде случаев необходимо назначать режимы резания, отличные от оптимальных. Возможность определять технологические условия обработки с учетом трибологических свойств инструментов с покрытиями позволит обеспечить требуемое качество детали и ее эксплуатационные характеристики.

### Условия экспериментов

В качестве объекта исследований выбрали коррозионно-стойкую сталь ЭК26 (05X12H2K3M2AФ), титановый сплав ОТ4 и жаропрочный сплав на никелевой основе ЭИ437 (ХН77ТЮР), которые используются для изготовления ответственных деталей газотурбинных двигателей. Метод обработки — точение резцом. Инструментальные материалы: твердый сплав ВК6Р и ТТ7К12. Композитные наноструктурированные покрытия инструмента:  $(\text{Ti}; \text{Si})\text{N}$ ,  $(\text{Ti}; \text{Si}; \text{Al})\text{N}$ ,  $(\text{Ti}; \text{Si}; \text{Zr})\text{CN}$ , нанесенные ионно-плазменным вакуумно-дуговым методом, и покрытия, полученные методом ионной имплантации наночастиц  $\text{TiB}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ta}_2\text{O}_5$ ,  $\text{ZrB}_2$  на рабочие поверхности режущего инструмента. Тангенциальную составляющую силы резания  $P_z$  измеряли инструментальным динамометром Дуна- $Z_z$ , подсоединенным к персональному компьютеру (рис. 1). Динамометр представляет собой самодостаточную измерительную систему, которая может использоваться без дополнительного источника питания, тензометрической станции и аналогово-цифрового преобразователя, а регистрируемые с высокой точностью данные могут быть сохранены в удобной для последующей обработки форме [4].

### Результаты исследования

Экспериментальное исследование по определению обрабатываемости указанных выше материалов показало, что покрытия инструмента снижают температуру в зоне резания  $\theta$  в среднем на  $50...70^\circ\text{C}$ , сила резания  $P_z$  уменьшается на  $10...30\%$ . На основе полученных результатов расчетно-графическим методом может быть получено уравнение обрабатываемости (1) для расчетного определения оптимальных режимов резания. Примеры разработанных уравнений обрабатываемости приведены в табл. 1.

Таблица 1

Уравнения обрабатываемости стали ЭК26 (05X12H2K3M2АФ)

Сочетание обрабатываемого и инструментального материалов и покрытия	Уравнение для определения скорости резания
ТТ7К12—ЭК26—ZrB <sub>2</sub>	$v_0 = \frac{5,68a}{a_1} \left( \frac{Stcp}{t^{0,8} S^{0,002}} \right)^{2,16}$
ВК6Р—ЭК26	$v_0 = \frac{1,68a}{a_1} \left( \frac{Stcp}{t^{0,77} S^{0,083}} \right)^{2,5}$
ВК6Р—ЭК26—Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$v_0 = \frac{3,9a}{a_1} \left( \frac{Stcp}{t^{0,737} S^{0,044}} \right)^{2,348}$
ВК6Р—ЭК26—(Ti; Si)N	$v_0 = \frac{1,76a}{a_1} \left( \frac{Stcp}{t^{0,685} S^{0,106}} \right)^{2,47}$
ВК6Р—ЭК26—TiB <sub>2</sub>	$v_0 = \frac{3,02a}{a_1} \left( \frac{Stcp}{t^{0,975} S^{0,0105}} \right)^{1,73}$
ВК6Р—ЭК26—(Ti; Si; Al)N	$v_0 = \frac{2,27a}{a_1} \left( \frac{Stcp}{t^{0,96} S^{0,0395}} \right)^2$

Обозначения: *S* — подача, мм/об; *t* — глубина резания, мм; *a* — температуропроводность обрабатываемого материала, м<sup>2</sup>/с; *a*<sub>1</sub> — толщина среза, м; *ср* — удельная объемная теплотемкость обрабатываемого материала, Дж/(м<sup>3</sup>·с·К).

На основе полученных уравнений обрабатываемости для всех приведенных выше сочетаний инструментальный — обрабатываемый материал — износостойкое покрытие была разработана программа, позволяющая проводить расчеты [5].

По результатам экспериментов и проведенных расчетов определили значения оптимальных скоростей резания *v*<sub>0</sub> инструмента с различными покрытиями (табл. 2). Адгезионную составляющую коэффициента трения *f*<sub>м</sub> определяли на одношариковом адгезиометре по ГОСТ 23.002—78 при температуре в зоне контакта  $\theta = 800$  °С, что в первом приближении соответствует условиям резания [6].

Как следует из табл. 2, оптимальная скорость инструмента с покрытием выше, чем у инструмента без покрытия. Это связано с тем, что при резании сила трения у инструмента с покрытием ниже, поэтому для снятия припуска требуется меньшее количество механической энергии, а значит, и количество выделившейся теплоты меньше. Так как при оптимальной температуре обработки  $\theta_0$  наблюдается максимальное значение отношения твердости инструментального материала к твердости обрабатываемого, то для инструмента с покрытием, для того чтобы достичь значения  $\theta_0$ , требуется увеличить скорость резания на некоторое значение  $\Delta v$ , зависящее от силы адгезионного взаимодействия покрытия с обрабатываемым материалом. На

основании изложенного можно сделать вывод, что чем меньше коэффициент трения *f*<sub>м</sub> пары "покрытие — обрабатываемый материал", тем больше будет оптимальная скорость резания *v*<sub>0</sub>.

Таблица 2

Оптимальные скорости резания и коэффициенты трения инструмента из ВК6Р без покрытия и с покрытиями (Ti; Si)N и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Сочетание обрабатываемого и инструментального материалов и покрытия	ВК6Р—ЭК26	ВК6Р—ЭК26—(Ti; Si)N	ВК6Р—ЭК26—Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Коэффициент трения <i>f</i> <sub>м</sub> при $\theta = 800$ °С	0,44	0,35	0,16
<i>v</i> <sub>0</sub> , м/мин, при режиме резания <i>t</i> = 1 мм; <i>S</i> = 0,32 мм/об	56	64	102

В ходе экспериментов проводили измерения размерного износа режущего инструмента. По результатам измерений был построен график зависимости износа *b* пластин от пути резания *L* (рис. 2). Анализируя график износа режущих пластин, можно сделать вывод, что наименьшая интенсивность изнашивания зафиксирована при резании пластиной с покрытием (Ti; Si)N. Это объясняется более слабыми адгезионными процессами, происходящими на границе схода стружки по передней поверхности инструмента. За первые 100...150 м пройденного резцом пути скорость износа максимальна, при дальнейшей работе инструмента она постепенно снижается.

Анализ математических моделей для расчетного определения параметров процесса резания и параметров качества поверхностного слоя детали показал, что наибо-

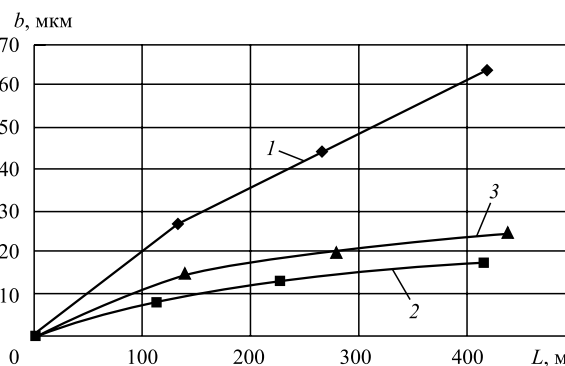


Рис. 2. График износа режущего инструмента: 1 — ВК6 без покрытия; 2 — ВК6 с покрытием (Ti; Si)N; 3 — ВК6 с покрытием (Ti; Si; Al)N. Обрабатываемый материал ЭК26 (05X12H2K3M2АФ); геометрия режущей пластины: *r* = 1,2 мм;  $\gamma = 8^\circ$ ;  $\alpha = 12^\circ$ ;  $\varphi = \varphi_1 = 45^\circ$ ; режим обработки: *v* = 120 м/мин; *S* = 0,14 мм/об; *t* = 0,5 мм

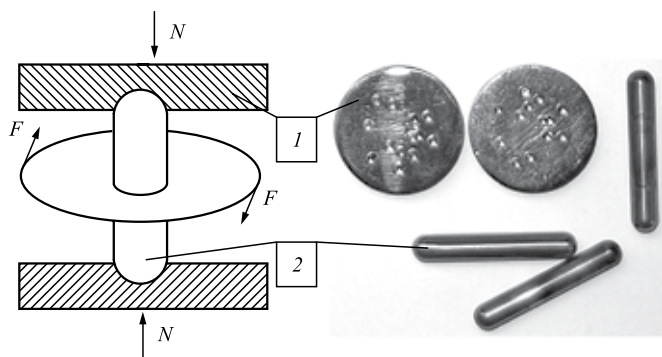


Рис. 3. Схема работы одношарикового трибометра:

1 — образцы из обрабатываемого материала; 2 — индентор из инструментального материала (твердого сплава H10F);  $F$  — окружная сила на диске, вращающая индентор,  $N$ ;  $N$  — нормальная сила, вдавливающая индентор в образцы,  $N$

лее важными величинами, входящими в уравнения, являются угол наклона условной плоскости сдвига стружки  $\beta_1$  и адгезионная составляющая коэффициента трения  $f_m$ .

Чтобы определить влияние покрытий режущего инструмента на параметры качества поверхностного слоя, необходимо определить их влияние на угол наклона условной плоскости сдвига стружки  $\beta_1$  или безразмерный комплекс процесса резания  $B$ , который является важной характеристикой, входящей в математические модели для расчета шероховатости поверхности, остаточных напряжений и наклепа.

Безразмерный комплекс  $B = \text{tg}\beta_1$  определяет степень пластической деформации срезаемого припуска и обрабатываемой поверхности. Величина  $\beta_1$  определяется по формуле Тиме с учетом известного из эксперимента коэффициента укорочения стружки  $k_a$  [3]:

$$k_a = \frac{\cos(\beta_1 - \gamma)}{\sin \beta_1}, \quad (2)$$

где  $\gamma$  — передний угол режущей части инструмента.

Исследовано влияние комплекса технологических условий обработки на величину  $\beta_1$ , которая при использовании инструмента с покрытием увеличивается в среднем на 5...10 % по сравнению со значением для инструмента без покрытия при прочих равных условиях. Однако математические модели, полученные эмпирическим путем, не являются универсальными и справедливы лишь для ряда исследованных покрытий инструмента. Поэтому для определения величины  $\beta_1$  с учетом других покрытий режущего инструмента разработана методика, основанная на учете молекулярной составляющей коэффициента трения  $f_m$  инструмента с покрытием, для определения которого был использован одношариковый трибометр (рис. 3). Известно, что коэффициент трения определяется по формуле

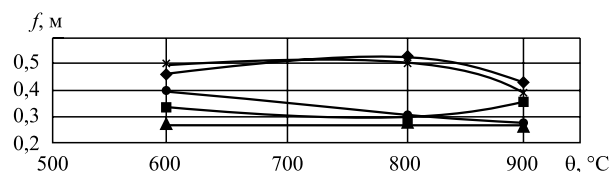


Рис. 4. Влияние температуры на коэффициент трения; материал образцов — жаропрочный сплав ЭИ437Б. Материал индентора — твердый сплав H10F; наноструктурированные покрытия индентора: ♦— H10F (без покрытия); ■— (Ti; Si)N; ▲— (Ti; Si; Al)N; ●— TiB<sub>2</sub>; \*— Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

$$f = f_d + f_m, \quad (3)$$

где  $f_d$  — деформационная составляющая коэффициента трения, принимаемая постоянной при контакте отполированных поверхностей;  $f_m$  — адгезионная (молекулярная) составляющая коэффициента трения [6],

$$f_m = \frac{3 FR}{4 N r_L}, \quad (4)$$

где  $R$  — радиус диска, м;  $r_L$  — радиус отпечатка (лунки) на образцах, м.

На рис. 4 представлена зависимость коэффициента трения от температуры.

Для проверки адекватности разработанных математических моделей и построенной на их основе методики провели сопоставление рассчитанных по методике [7] значений параметров качества поверхностного слоя детали, обработанной инструментами с наноструктурированными покрытиями, с их экспериментально полученными значениями, которые определены при следующих условиях: материал детали — коррозионно-стойкая сталь ЭК26; инструмент — ВК6Р; режим резания:  $v = 161$  м/мин;  $S = 0,2$  мм/об;  $t = 0,75$  мм; геометрия инструмента:  $\varphi = \varphi_1 = 45^\circ$ ;  $\gamma = 8^\circ$ ;  $\alpha = 7^\circ$ ;  $r = 1,2$  мм.

Результаты экспериментов показывают, что покрытия режущего инструмента уменьшают значения параметров шероховатости обработанной поверхности, глубины наклепа (табл. 3) и остаточные напряжения в зависимости от коэффициента трения (см. рис. 4). Параметры шероховатости  $Ra$  и  $Rz$  уменьшаются в среднем на 5 %, что указывает на то, что на параметры шероховатости поверхности в первую очередь оказывает влияние геометрия режущего инструмента. Глубина и степень наклепа поверхности, обработанной инструментом с покрытием, в среднем на 20 % меньше, чем при инструменте без покрытия. Эпюры тангенциальных остаточных напряжений, полученные по методике послойного электрохимического сравнения, представлены на рис. 5.

Ниже приводится пример расчета технологических условий обработки детали диск турбины на чистовой токарной операции.

Таблица 3

Экспериментальные и расчетные значения параметров шероховатости  $Ra$  и  $Rz$ , а также глубины наклепа  $h_c$

Покрытие	$Ra$ , мкм		Расхождение, %	$Rz$ , мкм		Расхождение, %	$h_c$		Расхождение, %
	Расчет	Эксперимент		Расчет	Эксперимент		Расчет	Эксперимент	
ВК6Р	1,84	1,42	29	8,4	6,8	23	37	50	26
(Ti; Si)N	1,53	1,35	13	7	6,3	11	34	40	15
(Ti; Si; Al)N	1,64	1,34	22	7,5	5,8	29	35	40	13

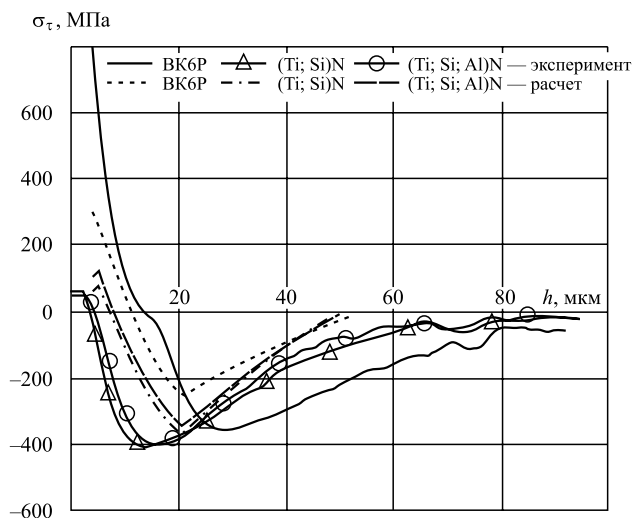


Рис. 5. Эпюры тангенциальных остаточных напряжений  $\sigma_\tau$  в поверхностном слое обработанной детали:

$h$  — глубина залегания остаточных напряжений

### Пример расчета технологических условий обработки

При проектировании операции механической обработки детали диск турбины (рис. 6) перед технологом поставлены следующие задачи: поверхности № 1, выделенные на эскизе детали толстыми линиями, необходимо подвергнуть механической обработке точением, обеспечив глубину наклепа поверхностного слоя  $h_c = 60$  мкм и параметр шероховатости поверхности  $Ra = 0,8$  мкм; поверхности № 2 обработать точением, обеспечив параметр шероховатости поверхности  $Ra = 1,25$  мкм. Температура резания  $\theta$  не должна превышать  $750$  °С; в базовом технологическом процессе использовали режущий инструмент без износостойкого покрытия.

Исходные данные для проектирования операции: материал детали — жаропрочный сплав на никелевой основе ЭИ437Б (ХН77ТЮР); инструмент — однокарбидный твердый сплав ВК6Р с композитным наноструктурированным покрытием (Ti; Si; Al)N; геометрические параметры:  $\gamma = 5^\circ$ ;  $\alpha = 10^\circ$ ;  $\varphi = \varphi_1 = 45^\circ$ ;  $r = 1,2$  мм; припуск на механическую обработку  $t = 0,5$  мм.

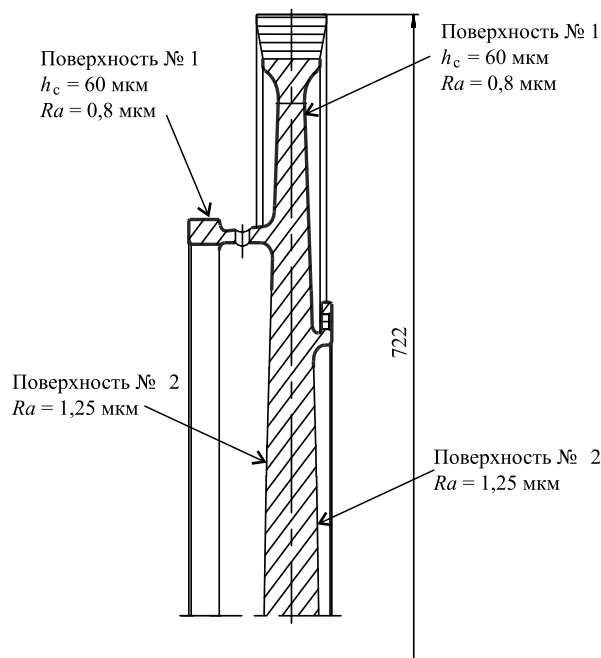


Рис. 6. Диск турбины газотурбинного двигателя

Для определения режимов резания, которые обеспечат требуемые параметры качества поверхностного слоя детали диск турбины с учетом покрытий режущего инструмента, использовали программное обеспечение [5]. Данный комплект программ работает в двух режимах расчета:

расчет параметров качества по заданным режимам обработки;

расчет режимов обработки по заданным значениям параметров качества детали.

Поскольку требуется определить режимы обработки, необходимо выбрать второй режим расчета. Причем для поверхностей № 1 задана глубина наклепанного слоя  $h_c = 60$  мкм, а для поверхностей № 2 — параметр шероховатости  $Ra = 1,25$  мкм. Указанные параметры качества поверхностного слоя зависят главным образом от подачи инструмента  $S$ , в меньшей степени от скорости резания  $v$  и менее всего от глубины резания  $t$ . Поскольку производительность обработки является важным критерием эффективности разработанного технологического процесса, после выбора значения подачи инструмента необходимо воспользоваться первым режимом расчета и увеличить скорость обработки



до максимально возможного значения. Ограничением по скорости обработки служит значение температуры ( $\theta \leq 750 \text{ }^\circ\text{C}$ ), при превышении которого, начинается интенсивный износ режущего инструмента.

Таблица 4

Результаты расчета режимов резания на ЭВМ

Материал инструмента	Заданные параметры	Рассчитанные параметры				
		$h_c$ , мкм	$Ra$ , мкм	$v$ , м/с	$S$ , мм/об	$h_c$ , мкм
ВК6Р	60	0,8	0,62	0,05	59	0,5
ВК6Р + (Ti; Si)N			0,68	0,05	58	0,5
ВК6Р + (Ti; Si; Al)N			0,7	0,05	58	0,5
ВК6Р	—	1,25	1,36	0,2	108	1,2
ВК6Р + (Ti; Si)N			1,54	0,2	105	1,2
ВК6Р + (Ti; Si; Al)N			1,6	0,2	104	1,2

В табл. 4 приведены результаты расчета режимов резания на ЭВМ. Они показывают, что благодаря тому что покрытие инструмента способствует снижению пластической деформации поверхности обрабатываемой детали, силы и температуры, в зоне резания появляется возможность оптимизации в направлении увеличения производительности обработки.

**Выводы**

1. Покрытия режущего инструмента снижают температуру в зоне резания в среднем на  $50 \text{ }^\circ\text{C}$ , что позволяет повысить производительность обработки на 20...30 % при неизменной теплостойкости твердого сплава.
2. Оптимальная скорость инструмента с покрытием выше, чем у инструмента без покрытия. Чем меньше адгезионная составляющая коэффициента трения

$f_m$  пары покрытие — обрабатываемый материал, тем выше оптимальная скорость резания  $v_o$ .

3. Покрытия режущего инструмента снижают шероховатость обработанной поверхности, наклеп и остаточные напряжения в зависимости от коэффициента трения. Параметры шероховатости  $Ra$  и  $Rz$  уменьшаются в среднем на 5 %, что свидетельствует о том, что на шероховатость поверхности в первую очередь оказывает влияние геометрия режущего инструмента. Глубина и степень наклепа поверхности, обработанной инструментом с покрытием, в среднем на 20 % меньше, чем при обработке инструментом без покрытия.

4. Использование инструмента с покрытием приводит к уменьшению растягивающих остаточных напряжений и глубины их залегания.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. **Безъязычный В.Ф., Тимофеев М.В., Фоменко Р.Н.** Влияние наноструктурированных покрытий инструмента на оптимальную скорость резания при механической обработке точением // Справочник. Инженерный журнал. 2012. № 8. С. 38—43.
2. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания. Ульяновск, УлГТУ, 2007. 255 с.
3. **Силин С.С.** Метод подобия при резании материалов. М.: Машиностроение, 1979. 152 с.
4. **URL: <http://ooo-technolog.ru>** (дата обращения 14.12.16).
5. **Расчетное** определение оптимальных режимов резания при точении инструментами с наноструктурированными покрытиями / В.Ф. Безъязычный, А.Н. Сулягин, Фоменко Р.Н.: Свид. о гос. рег. программ для ЭВМ № 2011613369. 2011.
6. **Определение** влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на параметры качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей / В.Ф. Безъязычный, Л.Ш. Шустер, М.В. Тимофеев, Р.Н. Фоменко // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 11. С. 3—7.
7. **Безъязычный В.Ф.** Метод подобия в технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2012. 320 с.



## Колебательная система для ультразвуковой ударной обработки

Показана теоретическая и практическая возможность существенного повышения амплитуды колебаний стержневых ультразвуковых колебательных систем подбором элемента связи между преобразователем и инструментом. В качестве элемента связи может использоваться шпилька или хвостовик. При этом акустический контакт шпильки или хвостовика с преобразователем и инструментом осуществляется только по ниткам резьбы, стыковый контакт между преобразователем и инструментом отсутствует.

**Ключевые слова:** колебательная система, продольные колебания, ультразвуковой преобразователь, инструмент, резьбовое соединение.

*Is shown the theoretical and practical possibility of a considerable increase in the amplitude of the vibrations of pivotal ultrasonic oscillatory systems by the selection of coupling element between the converter and the tool. The pin or shank can be used as the coupling element, the acoustic contact of pin or shank with the converter and by a tool is achieved in this case only on the screw threads, end-to-end contact between the converter and the tool is absent.*

**Keywords:** oscillatory system, longitudinal vibrations, ultrasonic converter, tool, threaded connection.

### Введение

Поверхностное пластическое деформирование (ППД) позволяет существенно повысить характеристики изделий за счет изменения свойств поверхностного слоя при наклепе и вследствие возникновения значительных остаточных напряжений сжатия. Одним из наиболее перспективных способов ППД является ультразвуковая ударная обработка (УУО) [1, 2]. Фактором, определяющим эффективность УУО, является амплитуда колебательной скорости излучателя [3].

Обычно для повышения амплитуд продольных колебаний используются акустические трансформаторы — стержни переменного сечения [3]. Основы расчета трансформаторов приведены в работах Л.Г. Меркулова, А.В. Харитоновой, И.И. Теумина, Эйснера и др. К настоящему времени, однако, перспективы усовершенствования таких устройств практически исчерпаны.

Существует и другая возможность повышения амплитуды колебаний — разделение функций преобразования электрических колебаний в механические и введения энергии упругих колебаний в обрабатываемый объект. При соответствующем подборе элемента связи между преобразователем и инструментом сопротивление потерь, вносимое в высокооборотный инструмент, стремится к нулю. Тогда добротность инструмента практически не снижается, а амплитуда колебаний инструмента повышается при существенном снижении энергопотребления [4].

**Цель работы** — разработка физических принципов построения высокоамплитудных энергосберегающих

ультразвуковых колебательных систем (УКС) для озвучивания сред с малым сопротивлением, в частности для УУО.

### Аналитические соотношения

Рассмотрим продольные колебания системы, состоящей из преобразователя и инструмента, соединенных при помощи приручины с податливостью  $C$  (рис. 1).

Считая преобразователь и инструмент однородными стержнями, можно получить, пренебрегая потерями, при временном факторе  $\exp(i\omega t)$ , где  $\omega$  — циклическая частота;  $t$  — время;  $i = \sqrt{-1}$ , матричное соотношение, связывающее амплитуды входных  $F_{\text{вх}}$  и  $v_{\text{вх}}$  и выходных  $F_{\text{вых}}$  и  $v_{\text{вых}}$  сил и скоростей системы,

$$\begin{pmatrix} F_{\text{вх}} \\ v_{\text{вх}} \end{pmatrix} = (A) \begin{pmatrix} F_{\text{вых}} \\ v_{\text{вых}} \end{pmatrix}; \quad (A) = (A_1)(A_c)(A_2), \quad (1)$$

где  $(A)$ ,  $(A_1)$ ,  $(A_2)$  и  $(A_c)$  — матрицы передачи системы, преобразователя, инструмента и соединительного элемента соответственно

Мнимая  $X$  и действительная  $R$  части переходного сопротивления определяются выражениями

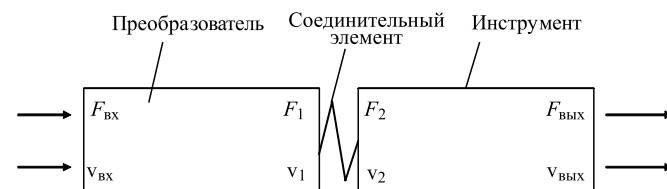


Рис. 1. Расчетная схема

$$X = w_1 \sin k_1 l_1 \cos k_2 l_2 + w_2 \sin k_2 l_2 \cos k_1 l_1 - \omega C w_1 w_2 \sin k_1 l_1 \sin k_2 l_2, \quad (2)$$

$$R = \frac{1}{2} w_1 Q_1^{-1} (\cos k_2 l_2 - \omega C w_2 \sin k_2 l_2) (k_1 l_1 \cos k_1 l_1 - \sin k_1 l_1) + \frac{1}{2} w_2 Q_2^{-1} (\cos k_1 l_1 - \omega C w_1 \sin k_1 l_1) (k_2 l_2 \cos k_2 l_2 - \sin k_2 l_2) + \left( \frac{1}{2} k_1 l_1 w_2 Q_2^{-1} + \frac{1}{2} k_2 l_2 w_1 Q_1^{-1} + \omega C w_1 w_2 Q_c^{-1} \right) \sin k_1 l_1 \sin k_2 l_2, \quad (3)$$

где  $k = \omega/c$  — волновое число,  $\omega$  — циклическая частота,  $c$  — скорость звука в стержне;  $l$  — длина стержня — преобразователя или инструмента;  $w = \rho c S$  — характеристическое сопротивление,  $\rho$ ,  $S$  — плотность и площадь поперечного сечения стержня;  $C$  — податливость соединения;  $Q$  — добротность; индексы "с", "1" и "2" означают, что величина относится к элементу связи, преобразователю и инструменту соответственно.

Собственные частоты системы определяются из условия равенства нулю мнимой части ее переходного сопротивления (2). Запишем это условие в виде

$$\cos k_2 l_2 - \beta^{-1} m^{-1} \sin k_2 l_2 = -\frac{w_2}{w_1} \operatorname{ctg} k_2 l_2 \sin k_2 l_2, \quad (4)$$

где  $\beta = (\omega_2 C w_2)^{-1}$ ;  $m = \omega/\omega_2$ ,  $\omega_2$  — собственная частота инструмента. Переходное сопротивление тогда действительно и определяется выражением (3). Так как на практике, как правило, механическая добротность преобразователей существенно ниже добротности пассивных элементов, т. е.  $Q_2 \gg Q_1$ ;  $Q_c \gg Q_1$ , можно считать, что переходное сопротивление системы и амплитуда выходной колебательной скорости системы в этом случае определяется первым слагаемым (3), т. е. потерями в низкодобротном преобразователе. Высоких амплитуд колебаний ожидать в этом случае не следует.

Считая размеры инструмента близкими к резонансным,  $k_2 l_2 \approx \pi$ , рассмотрим колебания системы на частоте, определяемой выражением

$$\begin{aligned} \cos k_2 l_2 - \beta^{-1} m^{-1} \sin k_2 l_2 &= 0 \\ \text{или } -\sin k_2 l_2 \approx \operatorname{tg} k_2 l_2 &= \beta m \ll 1, \end{aligned} \quad (5)$$

где  $\beta = (\omega_2 C w_2)^{-1}$ ;  $m = \omega/\omega_2$ .

Частота, полученная решением уравнения (5), не является собственной частотой системы, так как мнимая часть переходного сопротивления на этой частоте не равна нулю, а в соответствии с (2)

$$\frac{X}{w_2} = \sin k_2 l_2 \cos k_1 l_1 \approx -\beta m \cos k_1 l_1. \quad (6)$$

Тогда первое слагаемое (3) обращается в нуль и действительная часть переходного сопротивления системы существенно меньше переходного сопротивления системы на собственной частоте, определяемой из условия равенства нулю мнимой части (4).

Действительная часть переходного сопротивления с учетом (5) теперь определяется выражением

$$\frac{R}{w_2} \approx -\frac{\pi}{2} Q_2^{-1} \left( \cos k_1 l_1 + \frac{w_1}{w_2} \left( \beta \frac{Q_2}{Q_1} + \frac{2Q_2}{\pi Q_c} - \beta^{-1} \right) \sin k_1 l_1 \right). \quad (7)$$

Квадрат модуля переходного сопротивления согласно (6) и (7) определяется как

$$\begin{aligned} \left( \frac{Z}{w_2} \right)^2 &\approx (\beta \cos k_1 l_1)^2 + \\ &+ \left( \frac{\pi}{2Q_2} \right)^2 \left( \cos k_1 l_1 + \frac{w_1}{w_2} \left( \beta \frac{Q_2}{Q_1} + \frac{2Q_2}{\pi Q_1} - \beta^{-1} \right) \sin k_1 l_1 \right)^2. \end{aligned} \quad (8)$$

Из (8) видно, что минимальным переходное сопротивление будет тогда, когда система возбуждается при  $\sin k_1 l_1 = 0$ , т. е. на собственной частоте преобразователя:

$$Z \approx Z_0 \sqrt{1 + \left( \frac{2Q_2 \beta}{\pi} \right)^2}, \quad (9)$$

где  $Z_0 = \frac{w_2 \pi}{2Q_2}$  — переходное сопротивление одиночного волновода-инструмента при резонансе.

Разность фаз между входной силой и выходной скоростью  $\varphi$  равна не нулю, как должно быть на собственной частоте, а определится из условия

$$\varphi = \operatorname{arctg} \frac{X}{R} \approx \operatorname{arctg} \frac{2Q_2 \beta}{\pi \left( 1 + \frac{w_1}{w_2} \operatorname{tg} k_1 l_1 \left( \beta \frac{Q_2}{Q_1} + \frac{2Q_2}{\pi Q_1} - \beta^{-1} \right) \right)}.$$

Таким образом, при малой величине  $Q_2 \beta$  переходное сопротивление системы стремится к переходному сопротивлению одиночного волновода-инструмента, т. е. добротность системы в этом случае определяется исключительно добротностью инструмента и практически не зависит от свойств низкодобротного волновода-преобразователя. Данным обстоятельством определяется возможность существенного повышения амплитуды колебательной скорости на выходе системы. Для этого необходимо, как следует из изложенного, выполнение следующих условий:

- 1) величина  $Q_2\beta$  должна быть достаточно мала;
- 2) добротность инструмента  $Q_2$  должна быть много выше добротности преобразователя  $Q_1$ ;
- 3) нагрузка на выходной торец колебательной системы должна быть малой.

Эти условия можно записать в виде

$$\beta \ll Q_2^{-1} \ll Q_1^{-1} \ll 1.$$

### Методика экспериментального исследования

Проведенные автором эксперименты показали перспективность описанного способа усиления. Блок-схема экспериментальной установки приведена на рис. 2.

Исследуемая колебательная система состояла из двух соосных стальных стержней, соединенных при помощи стальной шпильки с резьбой  $M8 \times 1$  так, что акустический контакт между низкодобротным преобразователем и высокодобротным инструментом происходил только по ниткам резьбы соединительного элемента (шпильки). Собственная частота преобразователя была равна 25,27 кГц, добротность — 180. Длину пассивного волновода изменяли от 111 до 43 мм, соответственно изменялась и его собственная частота. Эксперименты проводили со шпильками длиной 25 и 63 мм.

Для каждой из построенных таким образом систем снимали амплитудно-частотную характеристику при постоянной амплитуде возбуждающего преобразователя электрического напряжения. С помощью получен-

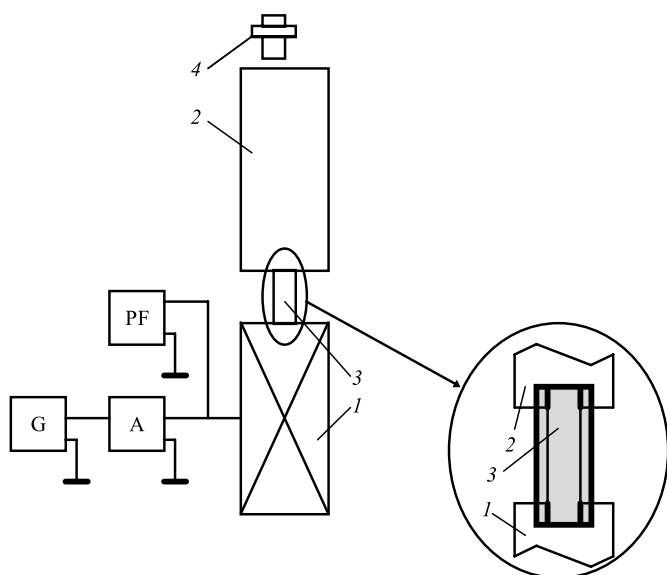


Рис. 2. Блок-схема экспериментальной установки:

1 — преобразователь; 2 — инструмент; 3 — соединительный элемент (шпилька); 4 — бесконтактный виброметр; G — генератор; A — усилитель; PF — частотомер

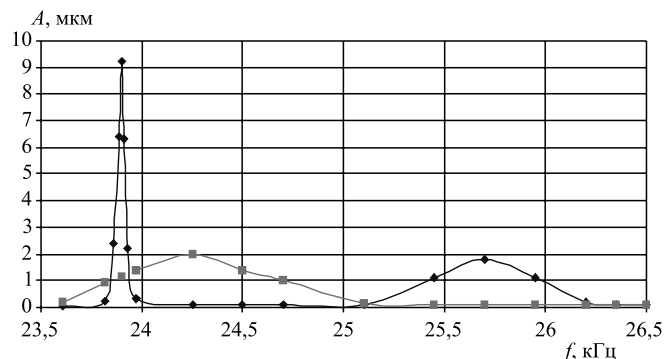


Рис. 3. Амплитудно-частотные характеристики колебательных систем:

—◆— высокоамплитудная система; —■— контрольная система

ных амплитудно-частотных характеристик определяли резонансные частоты и амплитуды колебаний при резонансе, которые сравнивали с параметрами контрольной колебательной системы, построенной из тех же волноводов, соединенных непосредственно встык.

### Результаты экспериментов

Пример полученных амплитудно-частотных характеристик приведен на рис. 3.

Контрольная система имеет одну резонансную частоту, приблизительно равную 24,25 кГц, соответствующую соединению стержней встык.

У предложенной системы наблюдались две резонансные частоты: приблизительно 23,9 и 25,7 кГц.

Первая из этих частот близка к собственной частоте инструмента. Добротность двухстержневой системы при этом очень велика (больше 1000) и определяется, по-видимому, высокодобротным инструментом; амплитуда колебаний существенно выше, чем в предыдущем случае. Вторая резонансная частота 25,7 кГц близка к собственной частоте преобразователя, добротность системы на этой частоте определяется низкой добротностью преобразователя, амплитуда колебаний инструмента невелика.

Таким образом, здесь имеет место "расщепление" собственных частот, характерное для связанных систем.

Аналогичная картина наблюдалась и при других соотношениях собственных частот преобразователя и инструмента. Перечислим общие черты амплитудно-частотных характеристик исследованных колебательных систем:

собственная частота контрольной системы находилась между резонансными частотами предлагаемой системы;

на частоте возбуждения, близкой к собственной частоте преобразователя, добротность и амплитуда ко-

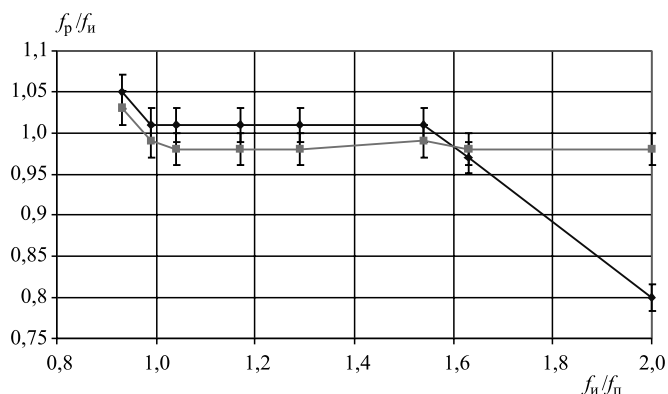


Рис. 4. Зависимости нормированной резонансной частоты высокоамплитудной системы  $f_p$  от соотношения собственных частот инструмента  $f_n$  и преобразователя  $f_n$  при различной длине шпильки  $L_{snn}$ :  
 —◆—  $L_{snn} = 25$  мм; —■—  $L_{snn} = 63$  мм

лебаний были того же порядка, что и у контрольной системы;

на частоте возбуждения, близкой к собственной частоте инструмента, добротность и амплитуда колебаний определялись высокой добротностью инструмента, т. е. существенно превосходили соответствующие показатели контрольной системы.

Экспериментальные зависимости резонансной частоты предлагаемой ультразвуковой колебательной системы  $f_p$  от соотношения собственных частот инструмента  $f_n$  и преобразователя  $f_n$  приведены на рис. 4.

Резонансная частота системы (частота, на которой амплитуда колебаний максимальна) очень близка к собственной частоте высокооборотного инструмента. Лишь при очень значительной разнице собственных частот инструмента  $f_n$  и преобразователя  $f_n$  и при большой длине шпильки  $L_{snn}$  эта частота смещается в сторону собственной частоты преобразователя  $f_n$ .

Экспериментальные зависимости амплитуд колебаний предлагаемой ультразвуковой колебательной

системы  $A$  от соотношения собственных частот инструмента  $f_n$  и преобразователя  $f_n$  приведены на рис. 5 ( $A_0$  — амплитуда колебаний системы, составленной из тех же преобразователя и инструмента, что и предлагаемая, при их стыковом соединении).

Наибольшее увеличение амплитуды получено тогда, когда собственная частота инструмента  $f_n$  была чуть больше собственной частоты преобразователя  $f_n$ . Заметим, что выигрыш по амплитуде колебаний наблюдался вплоть до значений  $f_n/f_n \approx 1,5$ , когда длина шпильки была 63 мм, и до значений  $f_n/f_n \approx 1,8$  для короткой шпильки 25 мм.

### Ультразвуковая колебательная система для УУО

Приведенные результаты экспериментов показывают возможность существенного повышения амплитуды колебаний инструмента посредством введения между низкодобротным преобразователем и высокодобротным инструментом элемента связи с высокой податливостью.

На рис. 6 приведены две схемы построения колебательной системы для ультразвукового поверхностного пластического деформирования: общепринятая классическая [5] *a* и предлагаемая *b*. Схема предлагаемого соединения преобразователя 1 и инструмента 3 при помощи шпильки 6 аналогична приведенной на рис. 2 (показана справа внизу).

В предлагаемой схеме преобразователь 1 и инструмент 2 соединены шпилькой 6. Акустический контакт между преобразователем и шпилькой, инструментом и шпилькой осуществляется только по ниткам резьбы. Непосредственный, стыковой, акустический контакт между преобразователем и инструментом отсутствует.

Основные характеристики колебательных систем определяли на установке, блок-схема которой аналогична приведенной на рис. 1.

Для каждой из систем снимали амплитудно-частотные характеристики при постоянной амплитуде питающего электрического напряжения, по которым определяли резонансные частоты, добротности и амплитуды колебаний при резонансе.

Собственная частота преобразователя равнялась 22,4 кГц, максимальная амплитуда колебаний — 5,2 мкм, добротность — приблизительно 80. Собственная частота ступенчатого инструмента — 22,3 кГц.

Классическая колебательная система, составленная из этих же элементов, имела резонансную частоту приблизительно 22,3 кГц, амплитуду при резонансе — 12,3 мкм, добротность — около 120.

Предлагаемая колебательная система, составленная из тех же преобразователя и инструмента, имела максимальную амплитуду 22 мкм на частоте 23,5 кГц, добротность системы при этом равнялась 1450.

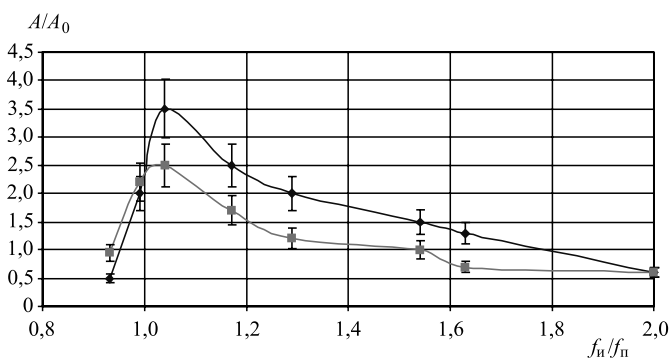
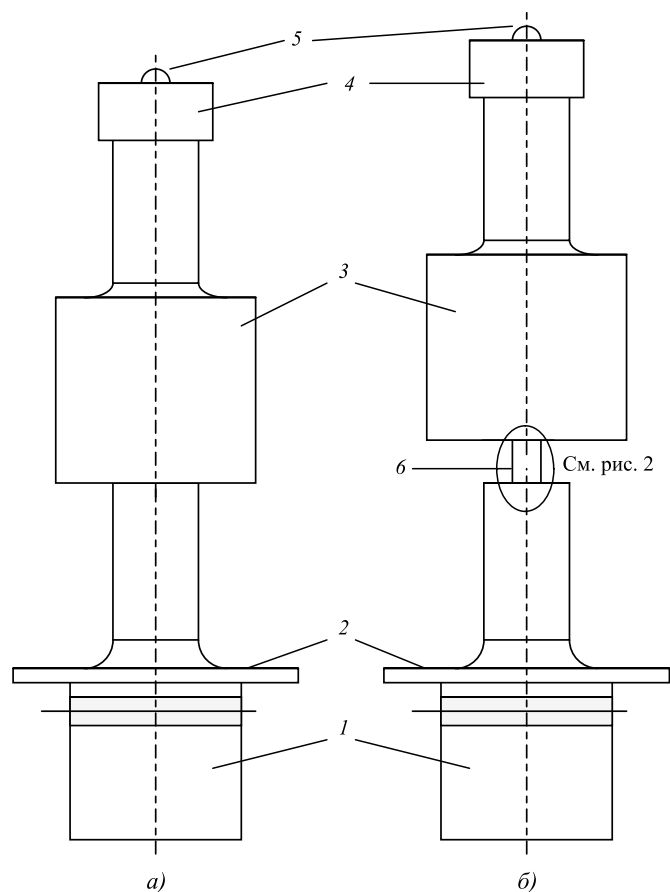


Рис. 5. Зависимости нормированных амплитуд колебаний инструмента от соотношения собственных частот инструмента  $f_n$  и преобразователя  $f_n$  при различной длине шпильки  $L_{snn}$ :  
 —◆—  $L_{snn} = 25$  мм; —■—  $L_{snn} = 63$  мм



**Рис. 6. Схемы построения колебательных систем для ультразвукового поверхностного пластического деформирования:**

*а* — классическая; *б* — предлагаемая; 1 — преобразователь; 2 — устройство крепления и прижима УКС к упрочняемой поверхности; 3 — инструмент; 4 — устройство крепления деформирующего элемента; 5 — деформирующий элемент; 6 — соединительный элемент (шпилька)

Конечно, описанный способ не исключает применения обычных концентраторов. Мы, например, в схеме колебательной системы для ультразвукового ППД сочетали оба способа.

К недостаткам разработанной системы относятся прежде всего ее высокая импеданс-чувствительность и трудность настройки на максимальную амплитуду. Связано это, очевидно, с высокой добротностью системы, полоса пропускания составляет всего 16 Гц.

Тем не менее, вполне очевидна перспективность применения предлагаемой колебательной системы в установках ультразвукового ППД.

Проведенные расчеты показывают, что подбором соединительного элемента между преобразователем и инструментом можно повысить добротность системы

почти до добротности инструмента, т. е. более чем на порядок. Как известно, амплитуда колебаний при резонансе пропорциональна добротности, поэтому она должна вырасти также на порядок.

И если в эксперименте добротность предлагаемой системы действительно выросла более чем на порядок, то амплитуда увеличилась всего в 4,5 раза, а в установке для ультразвукового ППД — немногим более чем в 2,5 раза. Видимо, это связано с узостью частотной полосы системы (обратной стороной высокой добротности) и связанной с этим сложностью настройки. Можно надеяться, что положение изменится в лучшую сторону с появлением более совершенных систем автоподстройки частоты.

### Выводы

1. Впервые теоретически и экспериментально показана возможность существенного повышения амплитуды колебаний стержневых УКС посредством подбора элемента связи между низкодобротным преобразователем и высокодобротным инструментом.

2. Результаты экспериментального исследования подтверждают справедливость теоретических выводов.

3. Показана перспективность применения описанных колебательных систем в установках ультразвукового ППД. Применение разработанной УКС в установках для УУО дает выигрыш по амплитуде почти в два раза.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гаяш А.А.** Ультразвуковая ударная обработка: оборудование и технология // Ультразвуковые технологические процессы — 98. М., МГАДИ (ТУ), 1998. С. 143—146.

2. **Попов М.Е.** Упрочняющая обработка деталей поверхностным пластическим деформированием ударно-импульсным инструментом с пружинным приводом // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 8. С. 10—24.

3. **Казанцев В.Ф.** Источники ультразвука. М.: Техполиграфцентр, 2010. 252 с.

4. **Неверов А.Н.** О возможности повышения амплитуды колебаний стержневых систем без использования концентраторов // Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки // Матер. 13-й Межд. практ. конф. Ч. 2. СПб. 2011. С. 214—218.

5. **Казанцев В.Ф.** Физические основы технологического применения ультразвука: учеб. пособие. М., МАДИ (ГТУ), 2008. 102 с.

А.В. Щедрин (Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана),  
 А.О. Поляков (ООО МЗ "ТОНАР", д. Губино),  
 Е.С. Сергеев, М.А. Зинин, И.В. Косарев (ОАО "НПП "Респиратор", г. Орехово-Зуево)  
 E-mail: artemdrezna@mail.ru

## Теоретическое и экспериментальное исследование метода комбинированного прошивания (протягивания) отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией в условиях применения металлолакирующих смазок

С учетом параметров очага деформации и явления избирательного переноса при трении уточнена и адаптирована формула А.Л. Воронцова для прогнозирования удельного усилия комбинированного прошивания (протягивания) отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией воздействующих поверхностей в условиях применения инновационных металлолакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского".

**Ключевые слова:** регулярный микрорельеф, металлолакирующие смазки, удельное усилие обработки.

*In view the parameters of the deformation zone and the phenomenon of selective transfer at friction refined and adapted formula A.L. Vorontsov, to predict the share of the combined efforts of sewing (drawing) holes instrument with a regular microgeometry impacting surfaces under conditions the application of innovative lubricants metalplacking implementing fundamental scientific discovery, "the effect of the wearlessness friction by Garkunov—Kragelskii".*

**Keywords:** regular microrelief, metalplacking lubricant, specific processing effort.

Комбинированное прошивание (протягивание) инструментом с регулярной микрогеометрией воздействующих поверхностей [1] — высокоэффективный технологический метод формообразующей и отделочно-упрочняющей обработки отверстий различной формы поперечного сечения и длины [2—4]. В настоящее время данные методы системно [5—6] совершенствуются за счет совместного применения регулярной микрогеометрии инструмента и инновационных металлолакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности (избирательного переноса) при трении Гаркунова—Крагельского" [7—12].

При выборе оптимального технологического оборудования для реализации соответствующих технологических операций необходимо достаточно точно прогнозировать усилие обработки — динамические характеристики данных методов обработки [5, 6, 13].

В работе [14] предложена наиболее точная теоретическая модель суммарного усилия дорнования цилиндрических отверстий  $F_d^T$ . С учетом параметров очага деформации [15] и эффекта избирательного переноса в виде образования сервовитной пленки [16] модель [14] будет иметь вид, Н,

$$F_d^T = 1,155 \left[ \ln \left( \frac{D_{з.н}}{D_{л} + 2h_{с.п}} \right) + \frac{\frac{D_{з.н}}{D_{л} + 2h_{с.п}}}{2 \left( 1 - \frac{D_{з.в} - 2h_{с.п} \pm 2\Delta R_3}{D_{л} + 2h_{с.п}} \right)} + f \operatorname{ctg} \alpha - 0,75 \left( \frac{D_{з.в} - 2h_{с.п} \pm 2\Delta R_3}{D_{л} + 2h_{с.п}} \right)^2 \right] \times \frac{\pi \left[ (D_{л} + 2h_{с.п})^2 - (D_{з.в} - 2h_{с.п} \pm 2\Delta R_3)^2 \right]}{4} \sigma_T + \pi (D_{л} + 2h_{с.п}) L_{л} f \sigma_y. \quad (1)$$

Теоретическое удельное усилие прошивания (протягивания) будет определяться выражением, Н/мм,

$$q_d^T = \frac{F_d^T}{\pi (D_{л} + 2h_{с.п})}. \quad (2)$$

Здесь  $D_{з.н}$  — наружный диаметр заготовки детали, мм;  $D_{л}$  — диаметр деформирующего элемента по калибрующей ленточке, мм;  $h_{с.п}$  — толщина сервовитной пленки, мм (мкм в выражении (3));  $D_{з.в}$  — внутренний диаметр отверстия заготовки детали перед прошиванием (протягиванием), мм;  $\pm \Delta R_3$  — параметр очага дефор-

мации в виде знака и высоты волны внеконтактной деформации, возникающей на рабочем конусе деформирующего элемента, мм;  $\alpha$  — угол рабочего конуса деформирующего элемента, °;  $\bar{\sigma}_{\text{ш}}$  — среднее по очагу деформации напряжение текущей обрабатываемого материала, МПа;  $L_d$  — ширина калибрующей ленточки деформирующего элемента, мм;  $f$  — коэффициент трения скольжения;  $\sigma_y$  — предел упругости обработанного материала заготовки детали, МПа.

Коэффициент трения скольжения [5] определяли по упрощенной формуле И.В. Крагельского

$$f = f_a + f_d = \frac{\tau_0}{\text{HB}_3} + \beta + 0,4 \sqrt{\frac{\epsilon_3 (H_{\text{зmax}} + h_{\text{с.п}})}{R_{\text{и}}}}, \quad (3)$$

где  $f_a, f_d$  — адгезионная и деформационная составляющие коэффициента трения скольжения;  $\tau_0$  — прочность адгезионной связи при отсутствии нормального контактного давления, МПа;  $\beta$  — пьезокоэффициент влияния нормального контактного давления на прочность адгезионной связи;  $\epsilon_3$  — относительная деформация максимального микровыступа шероховатой поверхности отверстия заготовки детали;  $H_{\text{зmax}}$  — высота максимального микровыступа шероховатой поверхности отверстия заготовки детали, мкм;  $R_{\text{и}}$  — приведенный радиус при вершине микровыступа шероховатой поверхности деформирующего элемента, мкм;  $\text{HB}_3$  — исходная твердость материала заготовки детали, МПа.

В качестве объекта проверки достоверности теоретической модели (2) применяли метод комбинированного прошивания отверстий деформирующим элементом с регулярной микрогеометрией воздействующих поверхностей в условиях применения инновационных металлоплакирующих смазок [7, 8]. В качестве экспериментальных образцов-заготовок использовали цилиндрические втулки из латуни марки ЛС 59-1 с наружным диаметром 39 мм и высотой 40 мм. Предварительная обработка отверстий образцов-заготовок — растачивание. В качестве обрабатывающего инструмента использовали сборную прошивку со сменными деформирующими элементами из быстрорежущей стали Р6М5 [11]. Воздействующую поверхность деформирующего элемента упрочняли однозаходным винтовым регулярным микрорельефом [5, 7, 8] с радиусом канавок 1,5 мм, шагом 0,5 мм и их глубиной на участке калибрующей ленточки 8 мкм. В качестве технологической смазки применяли минеральное масло марки И-40 с добавкой 20 % об. металлоплакирующей медесодержащей присадки "Валена" (пат. РФ № 2277579), реализующей "эффект безызносности (избирательного переноса) при трении Гаркунова—Крагельского" [16]. Скорость прошивания составляла 0,05 м/мин. Для учета в теоретической модели (2) упрочнения обрабатываемого материала проводили испытания по ГОСТ 25.503—97.

Полученная кривая упрочнения латуни марки ЛС 59-1 описывается формулой, МПа,

$$\sigma_T = -1395e_i^2 + 1645,2e_i + 245,97,$$

где  $e_i$  — накопленная деформация обрабатываемого материала [14].

На рис. 1 представлены продольные профилограммы очагов деформации, по которым построена зависимость знака и высоты волны внеконтактной деформации, возникающей на рабочем конусе деформирующего элемента (рис. 2). Величина  $i_{\phi}$  — фактическая абсолютная деформация отверстия образцов-заготовок по диаметру, мм. Аналитически зависимость (штриховая линия на рис. 2) может быть представлена в виде, мкм,

$$\pm \Delta R_3 = -23,08 + 220,08i_{\phi}.$$

Таблица 1

Исходные данные для расчета теоретического значения удельного усилия комбинированного прошивания

$i_{\phi}$ , мм	0,067	0,17	0,277	0,387
$\epsilon_3$	0,847	0,822	0,902	0,916
$H_{\text{зmax}}$ , мкм	2,712	2,43	2,772	2,826
$h_{\text{с.п}}$ , мкм	1,5	1,5	1,5	1,5
$\tau_0$ , МПа	9,435	9,435	9,435	9,435
$\beta$	0	0	0	0
$R_{\text{и}}$ , мкм	938	938	938	938
$L_d$ , мм	7	7	7	7
$\alpha$ , °	5	5	5	5
$D_{\text{и}}$ , мм	20,2	20,2	20,2	20,2
$D_{\text{з,в}}$ , мм	20,133	20,03	19,923	19,813
$\pm \Delta R_3$ , мкм	0	+16	+37	+67
$f_a$	0,006	0,006	0,006	0,006
$f_d$	0,0246	0,0234	0,0256	0,0259
$f$	0,0306	0,0294	0,0316	0,0319
$e_i$	0,00418	0,012	0,0179	0,0303
$\bar{\sigma}_T$ , МПа	249,409	255,74	260,46	270,2
$\sigma_y$ , МПа	3,45	3,45	3,45	3,45

Таблица 2

Значения теоретического (расчетного) удельного усилия комбинированного прошивания

$i_{\phi}$ , мм	0,067	0,17	0,277	0,387
$q_d^T$ , Н/мм	81,8	274,72	295,49	335,53

Исходные данные для расчета теоретического значения удельного усилия комбинированного прошивания представлены в табл. 1. В табл. 2 представлены значения теоретического (расчетного) удельного усилия комбини-



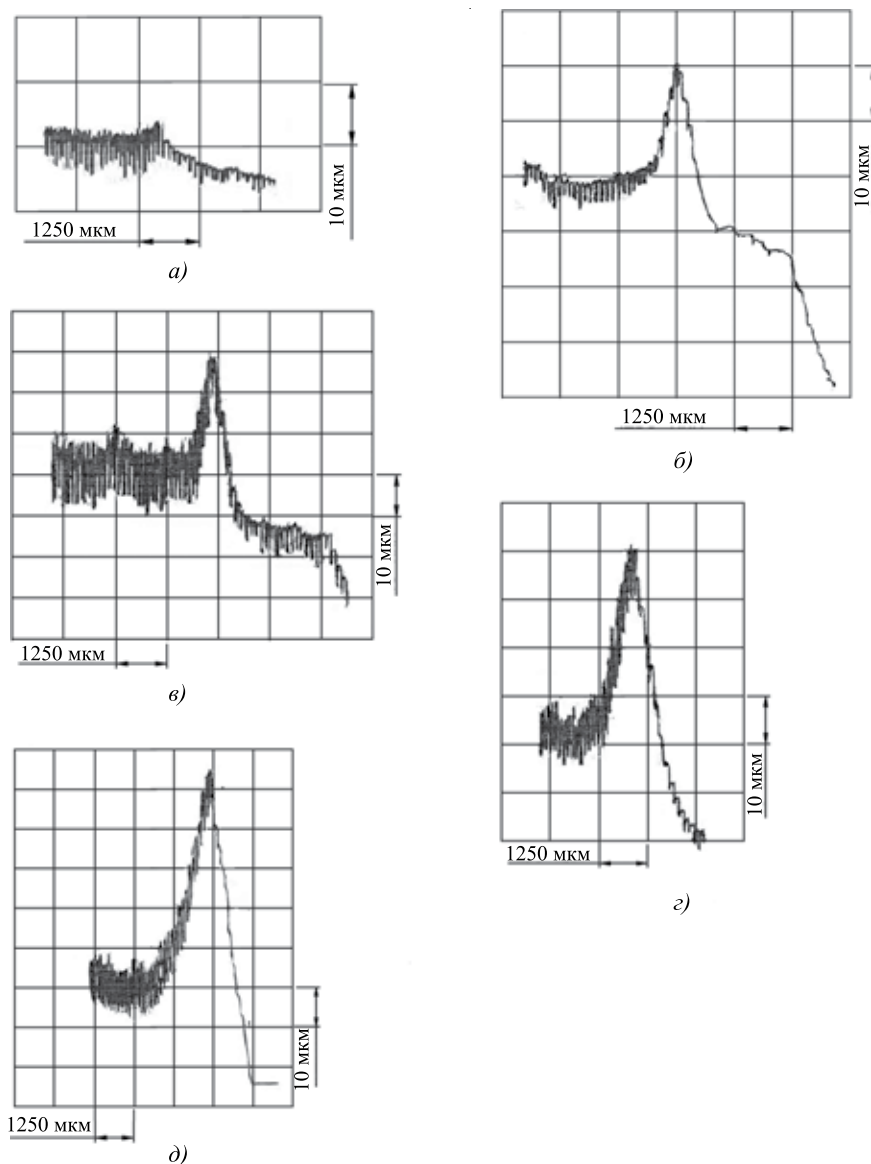


Рис. 1. Продольные профилограммы очагов деформации при прошивании отверстий в образцах-заготовках из латуни марки ЛС 59-1 (смазка: И-40 + 20 % "Валены"):

*a* –  $i_{\phi} = 0,114$  мм; *б* –  $i_{\phi} = 0,1558$  мм; *в* –  $i_{\phi} = 0,1892$  мм; *г* –  $i_{\phi} = 0,265$  мм; *д* –  $i_{\phi} = 0,2925$  мм

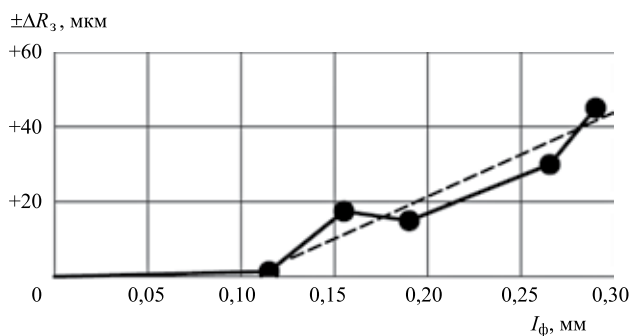


Рис. 2. Зависимость знака и высоты волны внеконтактной деформации, возникающей на рабочем конусе деформирующего элемента при прошивании отверстий образцов-заготовок из латуни марки ЛС 59-1 (смазка: И-40 + 20 % "Валены")

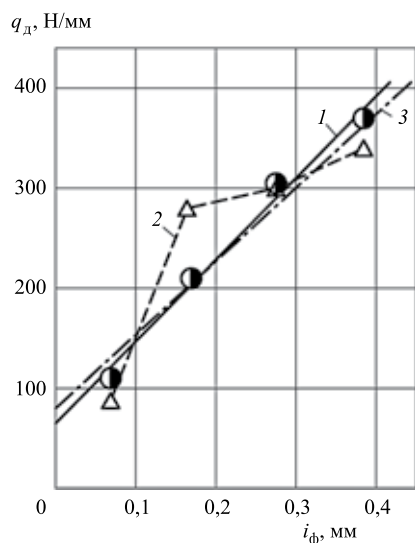
рованного прошивания, выражение для которого после аппроксимации может быть представлено в виде, Н/мм,

$$q_d^T = 82,85 + 728,37i_{\phi}. \quad (4)$$

По данным работ [7, 8], выражение для экспериментального удельного усилия комбинированного прошивания имеет вид, Н/мм,

$$q_d^3 = 66,05 + 802,1i_{\phi}. \quad (5)$$

Из сопоставления выражений (4) и (5) следует, что в диапазоне  $i_{\phi} = 0,1 \dots 0,4$  мм относительная погреш-



**Рис. 3.** Зависимости экспериментального и теоретического (расчетного) удельного усилия прошивания от фактической абсолютной деформации отверстий образцов-заготовок из латуни марки ЛС 59-1 (смазка: И-40 + 20 % "Валены"):

1 — экспериментальная аппроксимированная зависимость (5) [7, 8]; 2 — неаппроксимированная теоретическая зависимость (см. табл. 2); 3 — аппроксимированная теоретическая зависимость (4)

ность составляет от +6,44 до -3,2 % соответственно, что приемлемо для инженерной практики. Графики для сопоставления экспериментальных и теоретических (расчетных) значений удельного усилия комбинированного прошивания представлены на рис. 3.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Повышение** эффективности комбинированной обработки отверстий на основе регуляризации микрогеометрии поверхности рабочих элементов инструмента / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 6. С. 14—19.
2. **Щедрин А.В., Таненгольц А.Б.** Совершенствование характеристик инструмента для деформирующе-выглаживающего прошивания отверстий // Машиностроитель. 2002. № 11. С. 20—23.
3. **Щедрин А.В., Агапов В.А., Морозова Н.В.** Прошивание прецизионных отверстий в неравножестких заготовках // СТИН. 1996. № 10. С. 23—30.
4. **Щедрин А.В.** Ресурсосберегающие технологии обработки гильзы пневмоцилиндра // СТИН. 1999. № 4. С. 42—44.

5. **Трибология** как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15—20.

6. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю.** Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20—26.

7. **Совершенствование** технологии комбинированной обработки нешлифуемых цветных металлов на основе реализации "эффекта безызносности" / М.А. Зинин, Е.С. Сергеев, А.В. Щедрин и др. // Известия МГТУ "МАМИ". 2011. № 1 (11). С. 139—144.

8. **Влияние** металлоплакирующей присадки "Валена" на показатели комбинированной обработки / М.А. Зинин, С.А. Гаврилов, А.В. Щедрин и др. // Вестник машиностроения. 2011. № 9. С. 77—80.

9. **Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Оптимизация рецептуры металлоплакирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 9. С. 76—79.

10. **Влияние** угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 20—24.

11. **Щедрин А.В., Поляков А.О.** Влияние металлоплакирующих смазочных материалов на процесс комбинированного прошивания отверстий // Вестник машиностроения. 2015. № 4. С. 71—75.

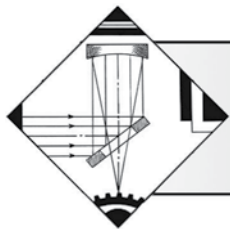
12. **Технологические** возможности метода комбинированного прошивания отверстий с противодавлением металлоплакирующих смазок / А.В. Щедрин, А.О. Поляков, И.В. Косарев и др. // Сборка в машиностроении и приборостроении. 2016. № 9. С. 30—35.

13. **Технологическая** трибология на основе самоорганизации / А.В. Щедрин, А.Ю. Козлов, Н.Ю. Чихачёва и др. // Германия: LAMBERT. 85 с.

14. **Воронцов А.Л.** Технологические задачи теории пластичности. Т. 3. М.: Машиностроение-1, 2006. 473 с.

15. **Формирование** очагов деформации при охватывающем поверхностном пластическом деформировании / А.В. Щедрин, С.А. Гаврилов, И.В. Косарев и др. // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 10. С. 3—7.

16. **Трибология** на основе самоорганизации / Д.Н. Гаркунов, Э.Л. Мельников, В.Г. Бабель и др. Германия: LAMBERT. 245 с.



## Изменение микроструктуры керамического слоя $ZrO_2-Y_2O_3$ теплозащитного покрытия под влиянием лазерного оплавления

*Представлены результаты исследований процесса оплавления керамических теплозащитных покрытий (ТЗП), полученных плазменным напылением с помощью лазера. Показано, что диодный лазер с длинами волн 980 и 1030 нм может успешно применяться для лазерной модификации керамического слоя ТЗП на основе оксида циркония. Получена микроструктура покрытия, по строению схожая с микроструктурой покрытий, сформированных методами электронно-лучевого осаждения и напыления суспензий и характеризующаяся наличием вертикально ориентированных кристаллов.*

**Ключевые слова:** теплозащитное покрытие, плазменное напыление, диодный лазер, оксид циркония, оплавление, столбчатая структура, сегментация.

*This article presents the results of the research process: reflow heat ceramic coatings received plasma spraying using a laser. It is shown that the diode laser with wavelengths of 980 and 1030 nm can successfully be used for laser modification of ceramic layer of thermal blankets on base zirconium oxide. Microstructure of coatings obtained on a structure similar to microstructure of coatings formed by the methods of electron-beam deposition and sputtering suspensions, and characterized by vertically oriented crystals.*

**Keywords:** thermal blankets, plasma spraying, diode laser, zirconium oxide, melt, bar structure, segmentation.

При создании современных авиационных и энергетических газотурбинных двигателей нельзя обойтись без теплозащитных покрытий (ТЗП). ТЗП состоит из слоев, к основным из которых относятся металлический подслоя и верхний керамический слой (КС). Наиболее востребованным материалом для КС является оксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия [1, 2].

Плазменное напыление на воздухе — весьма эффективный и экономичный метод нанесения КС. Получаемое покрытие обладает низкой теплопроводностью по сравнению с покрытиями, нанесенными другими методами, что достигается за счет особенностей строения его микроструктуры. Однако слоистая структура таких покрытий менее устойчива к нагрузкам, связанным с ростом внутренних напряжений.

Основными источниками возникновения внутренних напряжений служат термоудар, вызываемый особенностями режимов нагрева и охлаждения деталей горячего тракта, разница коэффициентов термического расширения слоев ТЗП, образование оксидной пленки на поверхности металлического подслоя.

Существуют различные методы повышения устой-

чивости КС, получаемого методом плазменного напыления на воздухе, к таким нагрузкам. Основным принципом существующих методов является формирование сегментированной структуры.

Один из первых способов сегментации покрытия заключается в формировании сегментированного покрытия в процессе плазменного напыления [3]. К недостаткам таких покрытий можно отнести локальное снижение защиты от прямого доступа агрессивной среды в областях вертикальных каналов и неизбежное повышение теплопроводности за счет увеличения плотности КС, характерного для данного режима напыления [4].

Позднее были предложены методы напыления растворов прекурсоров [5] и суспензий [6], которые также позволяют получать сегментированные покрытия, но при этом обеспечивать более высокую пористость. Данные способы также характеризуются проблемами локальной уязвимости к окислению подслоя и значительно повышают стоимость процесса.

Известны способы модификации структуры поверхности керамического слоя ТЗП лазерным излучением [7–16]. При подборе технологических режимов

обработки лазером можно получить частичную сегментацию с сохранением основной слоистой структуры, характерной для плазменного напыления [7].

В результате воздействия лазерного излучения на поверхность КС на основе оксида циркония образуется плотный слой, который характеризуется пористостью менее 1 %. Глубина оплавленного слоя определяется режимами обработки и в среднем составляет 20...150 мкм.

Процесс лазерной обработки связан с высокими скоростями нагрева ( $10^6...10^8 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ ) [7–10] поверхности до температуры образования расплава керамического материала, высокими скоростями охлаждения ( $10^6...10^8 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ ) и кристаллизацией полученного расплава. В подобных условиях в оплавленном слое за счет температурного градиента образуются вытянутые кристаллиты, направленные перпендикулярно к поверхности, а также вертикальные каналы, длина которых может достигать десятков микрометров [11–14]. Поверхность оплавленного слоя характеризуется низкой шероховатостью и глянцевым блеском [14].

Согласно результатам исследований, приведенным в работе [11], модифицированный слой обладает повышенной стойкостью к горячей коррозии. Отмечено повышение стойкости к росту внутренних напряжений, связанных с различными значениями коэффициента термического расширения (КТР) слоев ТЗП, в том числе при термоциклических испытаниях [7–9]. Ожидается снижение образования нагара на поверхности покрытия из-за ее низкой шероховатости. В работе [7] установлено повышение стойкости к эрозионному воздействию оплавленного слоя.

Для оплавления керамического покрытия чаще применяют углекислотный [8, 10, 12, 17] или твердотельный (Nd-YAG) лазеры [7, 9, 11]. Имеются данные о применении волоконного лазера [9].

При выборе источника излучения важно учитывать такие показатели, как его длина волны, распределение энергии по сечению пучка, фокусное расстояние, возможность гибкой передачи излучения к фокусирующей системе и др. В связи с тем что керамические материалы плохо поглоща-

ют лазерное излучение на длинах волн менее 5 мкм, наиболее предпочтительно применение источников излучения с длиной волны около 10 мкм, например углекислотных источников лазерного излучения (10,6 мкм).

Волоконные, углекислотные и твердотельные (Nd-YAG) лазеры обладают нормальным распределением энергии по сечению пучка, а для получения равномерной структуры оплавленного слоя предпочтительным является П-образное распределение энергии, как у диодных лазеров, либо с применением дополнительных оптических устройств типа калейдоскопа. Гибкая передача лазерного излучения от источника к фокусирующей системе и большое фокусное расстояние необходимы при обработке деталей сложной геометрии. Несмотря на высокую эффективность, производительность и экономичность диодных лазеров, данных по их применению для обработки КС не найдено. Можно предположить, что диодный лазер может успешно использоваться для обработки КС по примеру волоконных или Nd-YAG лазеров, которые обладают близкой длиной волны.

**Цель работы** — исследование влияния технологических параметров лазерного оплавления на микроструктуру керамического слоя ТЗП на основе оксида циркония.

### Материалы и методы исследований

В качестве подложки при плазменном напылении использовали пластины из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т размером  $20 \times 120$  и  $120 \times 120$  мм, толщиной 3 мм. Образцы подвергали абразивоструйной обработке.

В качестве металлического подслоя наносили порошок на основе сплава Ni—Co—Cr—Al—Y, полученный методом распыления в инертной газовой среде. Физические свойства и химический состав порошка представлены в табл. 1.

Для нанесения КС использовали порошок, полученный методом обратного осаждения. В табл. 2 представлены его свойства.

Таблица 1

Физические свойства и химический состав, % мас., порошка для металлического подслоя

Текучесть, с/50 г	Насыпная плотность, г/см <sup>3</sup>	Размер фракции	Ni	Co	Cr	Al	Y
20	3,5	40...100	Основа	20,0	18,0	10,0	0,95

Таблица 2

Физические свойства и химический состав, % мас., порошка для керамического слоя

Текучесть, с/50 г	Насыпная плотность, г/см <sup>3</sup>	Размер фракции, мкм	ZrO <sub>2</sub>	HfO <sub>2</sub>	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Примеси
32	1,2	40...100	90,8	1,6	7,4	< 0,25

Нанесение металлического подслоя и керамического верхнего слоя проведено плазматроном F4 в составе сдвоенной установки плазменного и высокоскоростного напыления НВП (ТСЗП, Россия). В качестве плазмообразующих газов использовали водород (ГОСТ 3022—80, марка "А") и аргон (ГОСТ 10157—79). Подачу порошка осуществляли за срезом сопла через два инжектора диаметром 2,0 мм перпендикулярно плазменному потоку с помощью дисковых питателей. В качестве транспортирующего газа использовали аргон.

Сначала наносили металлический подслей, затем — керамический верхний слой. Для отработки лазерного оплавления часть образцов покрывали керамическим слоем без металлического подслоя.

Оплавление покрытия на образцах проводили на диодном лазерном комплексе "Плакарт LN-6" с фокусирующей системой для оплавления. Комплекс имеет следующие характеристики: диаметр пучка — 2,9 мм; фокусное расстояние — 350 мм; максимальная мощность — 6 кВт; длина волны — 980 и 1030 нм.

Процесс оплавления проводили путем последовательного сканирования поверхности образца внахлест с перекрытием. Режимы обработки приведены в табл. 3.

Для исследования микроструктуры покрытий, определения микротвердости, пористости и их толщины на изготовленных микрошлифах использовали

оптический микроскоп Axiovert 40 MAT (Zeiss, Германия) и микроскоп-твердомер ZHV $\mu$  (Zwick/Roell, Германия).

Для металлографических исследований использовали сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss марки evo-50. Проведено исследование микроструктур на электронном микроскопе Versa 3D (FEI, США).

### Результаты исследований и их обсуждение

После напыления образцы с покрытием имеют равномерный светло-серый цвет, сколов, вздутий и других дефектов при визуальном контроле не обнаружено. Параметр шероховатости покрытий  $Ra = 3,3...3,6$  мкм.

Металлографические исследования микроструктуры покрытия после плазменного напыления показали, что оно имеет слоистую микроструктуру с большим количеством пор и горизонтальных границ раздела (рис. 1).

Толщина металлического подслоя составляет 120...150 мкм. Пористость и объемное содержание оксидных включений менее 5%. Дефектов в виде трещин и отслоений не обнаружено.

Толщина керамического слоя варьируется в диапазоне 300...450 мкм. Такая неравномерность толщины покрытия связана с особенностями топологии металлического подслоя, характеризующейся развитым микрорельефом. Дефектов в виде трещин и отслоений не обнаружено. Методом анализа двумерных изображений определили пористость, которая составляет 10...13%.

В связи с тем что оксид циркония частично прозрачен в оптическом диапазоне длин волн от 1 до 5 мкм [16], первой задачей авторов данной работы было определение принципиальной возможности взаимодействия лазерного излучения с длинами волн 980 и 1030 нм на материал верхнего керамического слоя ТЗП.

Таблица 3

Режимы лазерной обработки покрытия

Режим	Скорость сканирования, м/с	Мощность лазерного излучения, Вт	Интенсивность лазерного излучения, Вт/мм <sup>2</sup>	Перекрытие, мм
LG-1	0,15	300	45	0
LG-2	0,15	500	76	0
LG-3	0,1	500	76	0
LG-4	0,1	600	91	0,2
LG-5	0,1	1000	151	0,2
LG-6	0,1	1400	212	0,2
LG-7	0,1	1800	273	0,2
LG-8	0,2	600	91	0,2
LG-9	0,2	1000	151	0,2
LG-10	0,2	1400	212	0,2
LG-11	0,3	600	91	0,2
LG-12	0,3	1000	151	0,2
LG-13	0,3	1400	212	0,2
LG-14	0,4	1000	151	0,2
LG-15	0,4	1400	212	0,2
LG-16	0,4	1800	273	0,2
LG-17	0,5	2200	333	0,5

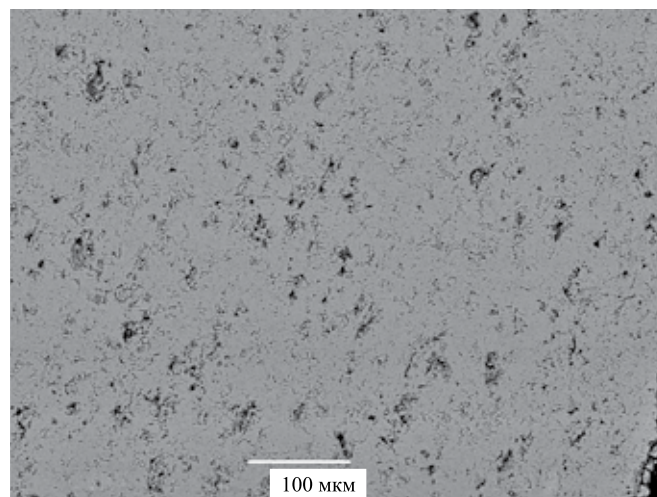


Рис. 1. Микроструктура теплозащитного покрытия на основе  $ZrO_2-7,4\% Y_2O_3$ , полученного методом плазменного напыления

Для этого образцы с покрытием подвергли лазерной обработке на нескольких режимах. Исходя из литературных данных [7–14] основными технологическими параметрами, оказывающими наибольшее влияние на процесс лазерной обработки, являются скорость сканирования, ширина перекрытия и интенсивность лазерного излучения, которая определяется диаметром пятна и мощностью излучения:

$$I = P/S,$$

где  $I$  — интенсивность лазерного излучения, Вт/мм<sup>2</sup>;  $P$  — мощность лазерного излучения, Вт;  $S$  — площадь пятна, мм<sup>2</sup>.

К вторичным параметрам процесса отнесли степень фокусировки лазерного излучения (этот параметр наиболее важен для лазеров, обладающих нормальным распределением энергии по сечению пучка), температуру образца, шероховатость поверхности покрытия и др. В данной работе использовали лазер с диодным источником излучения, имеющим П-образное распределение энергии, так как пучок образован множе-

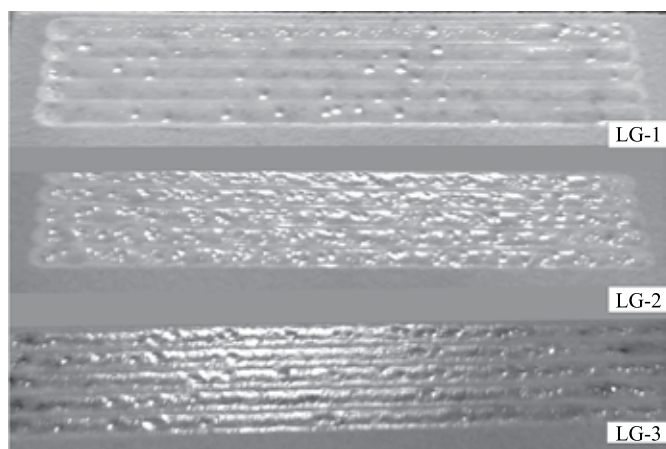


Рис. 2. Поверхность образцов после отработки на режимах LG-1...LG-3

ством самостоятельных мод. При уходе из фокальной плоскости профиль такого пучка теряет равномерность распределения, поэтому все обрабатываемые режимы лазерной обработки осуществляли в фокусе.

В результате отработки, проведенной по режимам LG1...LG3, установлено, что воздействие лазерного излучения приводит к снижению шероховатости поверхности (режим LG-1), образованию глянцевой пленки (режимы LG-2 и LG-3 на рис. 2). Пленка, образованная на поверхности покрытия, обладает низкой адгезией к основному покрытию и при качественной проверке твердости надфилем разрушается, что указывает на высокую степень охрупчивания материала в результате воздействия лазерного излучения.

На рис. 3 показаны поверхности покрытия до и после лазерной обработки. До обработки поверхность покрытия характеризуется большим количеством пор и неровностей, образовавшихся в результате быстрой кристаллизации расплавленных в плазменном потоке частиц керамики. После лазерной обработки поверхность стала гладкой и плотной с небольшими раковинами (10...50 мкм) и сетью микроканалов с раскрытием не более 10 мкм. Важно отметить, что после лазерной обработки подложка нагревалась до температуры 30...40 °С, что свидетельствует о том, что основная часть излучения была поглощена покрытием.

Проведенный подготовительный этап исследований показал, что покрытие на основе оксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, может быть успешно обработано с использованием излучения на длинах волн 980 и 1030 нм.

Следующим шагом было проведение отработки режимов в широком диапазоне для определения технологического диапазона параметров лазерной обработки.

В работах [7–12] отмечено, что обработанная поверхность характеризуется наличием сети микротрещин, высокой твердостью и изменением цвета в сторону желтого, коричневого и черного. Из этого следует, что подобранные режимы LG1...LG3 не позволяют по-

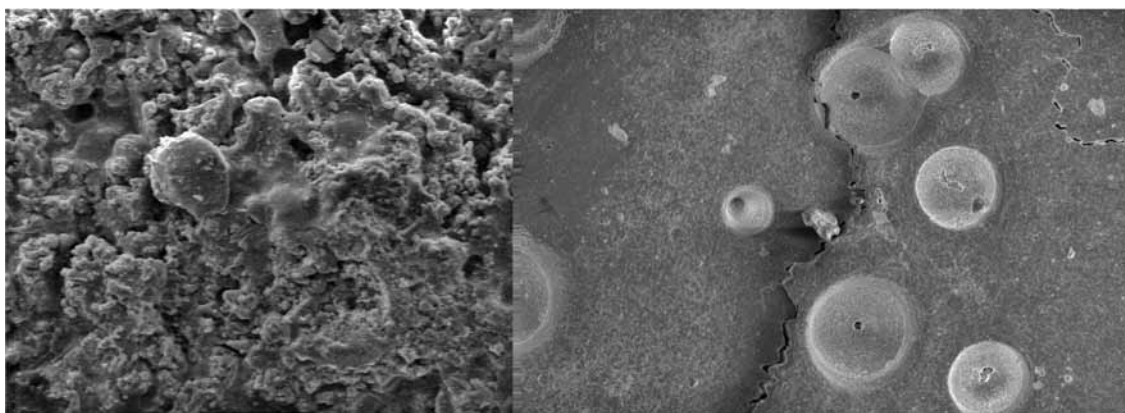


Рис. 3. Поверхности покрытия на основе  $ZrO_2-7,4\% Y_2O_3$  до (слева) и после (справа) лазерной обработки ( $\times 2500$ )

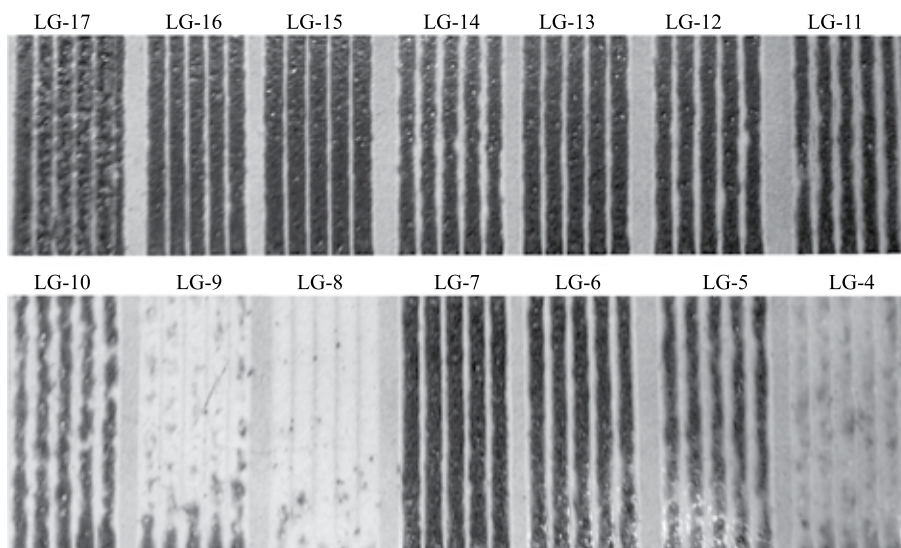


Рис. 4. Изменение внешнего вида сканированных дорожек и ширины наплавочной зоны в зависимости от режима оплавления

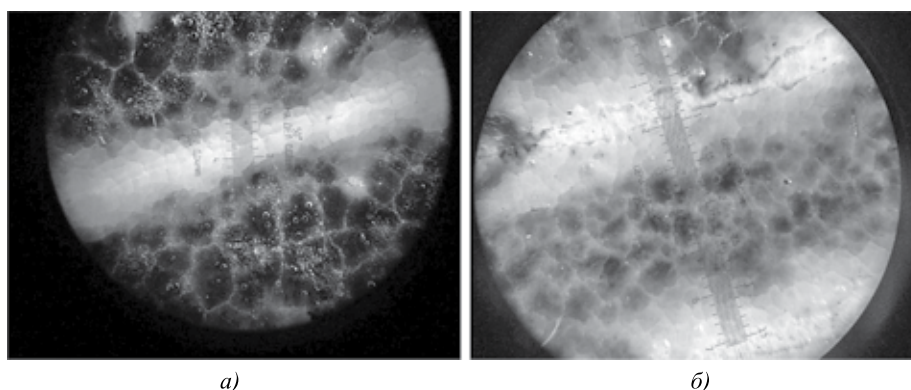


Рис. 5. Межоплавленные зоны:  
а — режим LG-12; б — LG-11

лучить желаемую структуру поверхностного слоя. Эти режимы пригодны для проведения лазерной полировки или декоративной обработки поверхности.

Для отработки режимов в более широком диапазоне использовали пластину с покрытием размером  $120 \times 120 \times 3$  мм, на которой проводили отработку режимов с большим шагом.

На обработанных участках (рис. 4) видно, как изменяются ширина сканированной дорожки и ширина межоплавленной зоны в зависимости от режима: при одной и той же интенсивности излучения увеличение скорости сканирования приводит к утонению сканированной дорожки и уширению межоплавленной зоны. При этом при увеличении мощности образуется гладкая, глянцевая поверхность (режимы LG-7, -11...-13, -15). Низкие скорость сканирования и мощность излучения приводят к поверхностной полировке (LG-8).

Режимы LG-4, -5 и -9 привели к образованию промежуточного состояния поверхности на соответствующих участках, которая характеризуется значительным изменением цвета, глянцевым блеском,

однако при проверке надфилем также оказалась хрупкой. Участки, обработанные на режимах LG-6, -7, -10, -11, -14, характеризуются значительным увеличением межоплавленной зоны, которая образовалась на каждом из обработанных участков несмотря на наличие перекрытия при обработке. При обработке по режиму LG-17 перекрытие сделали 0,5 мм, однако межоплавленная зона образовалась и здесь.

Исследования межоплавленной зоны показали, что она имеет белый либо светло-серый цвет и представляет собой плавный переход от одной сканированной дорожки к другой, например режимы LG-12 (рис. 5, а) и LG-15. В случае если обработка привела к менее однородному состоянию оплавленного слоя (LG-11), то на стыке может образоваться небольшой канал (рис. 5, б). Судя по всему, этот канал сформировался в результате усадки обработанного слоя при кристаллизации, т. е. расплав, кристаллизовавшись, обнажил находящуюся под ним необработанную керамическую матрицу. Очевидно, что при эксплуатации в этом месте могут накапливаться вещества от нагара либо оно может служить

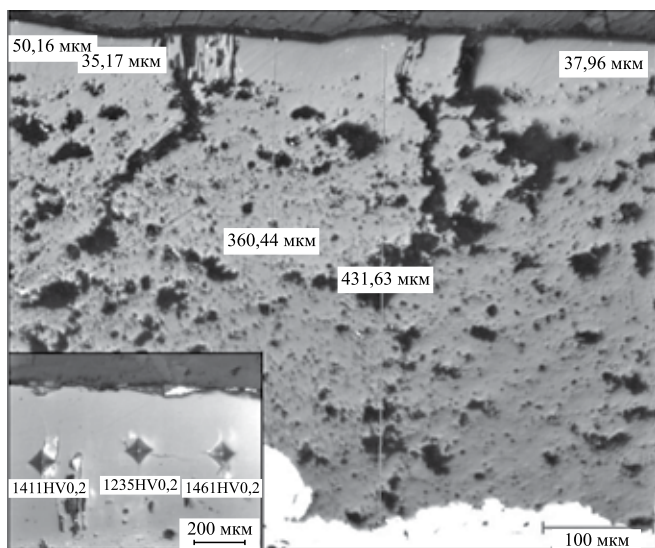


Рис. 6. Микроструктура покрытия, полученного на режиме LG-12 (оптическая микроскопия)

концентратором напряжений. Эти предположения необходимо проверить в дальнейших исследованиях.

Покрытие, полученное на участке, обработанном по режиму LG-12, подвергли металлографическому исследованию. Микроструктура покрытия представлена на рис. 6.

Покрытие характеризуется пористостью 10...13 %. Дефектов в виде горизонтальных трещин и отслоений не обнаружено. Граница между керамическим слоем и металлическим подслоем однородная, бездефектная.

В результате лазерной обработки верхний слой керамического покрытия уплотнился на глубину 35...50 мкм, пористость менее 1 %. Покрытие сегментировалось вертикальными каналами в нормальном направлении к подложке. Длина вертикальных каналов составляет 100...200 мкм. Оплавленный слой имеет микротвердость порядка 1200...1400 HV 0,2. Высокое значение микротвердости обеспечивается за счет высокой плотности оплавленного слоя.

Согласно литературным данным такая микроструктура способна имитировать столбчатую структуру, получаемую методами электронно-лучевого осаждения или напыления суспензий [7—10]. Благодаря сегментации такое покрытие должно лучше справляться с внутренними напряжениями, которые накапливаются в процессе эксплуатации и связаны с ростом окалины на поверхности металлического подслоя, разностью КТР слоев ТЗП, действием термоциклических нагрузок и других источников напряжений.

На изломе поверхности (рис. 7) оплавленный слой состоит из вертикальноориентированных кристаллитов. Внутри оплавленного слоя также есть поры, образованные в результате скопления газов из внутренних пор, которые не успели покинуть расплав до начала кристаллизации.

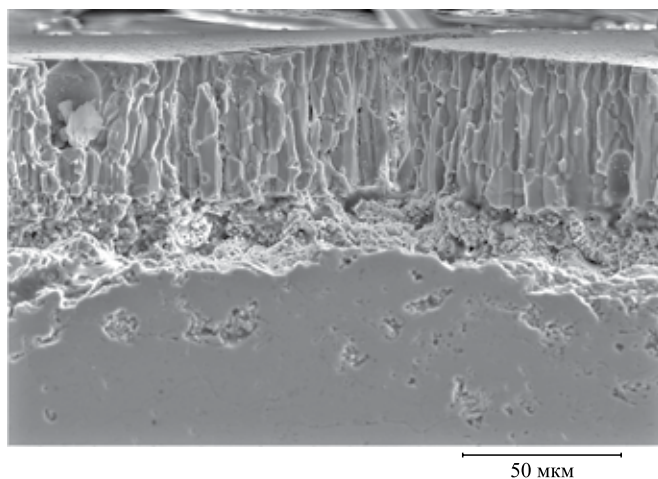


Рис. 7. Структура излома оплавленного слоя покрытия на режиме LG-12 (электронная микроскопия)

На шлифах не видно переходной зоны либо других следов термического влияния, т. е. под оплавленным слоем сразу идет типичная слоистая микроструктура плазменного покрытия.

При лазерном оплавлении важную роль играет ряд технологических параметров: фокусировка, мощность и интенсивность излучения, размер пятна, скорость перемещения и др. Подбор параметров зависит от теплофизических, оптических и химических свойств материала покрытия, а также от его пористости и шероховатости поверхности, так как неровности на поверхности могут повлиять на лазерный пучок путем его рассеивания и отражения. Было выявлено, что наибольшее значение имеют интенсивность лазерного излучения и скорость движения фокусирующей системы относительно подложки.

Отработку режимов проводили в несколько этапов на стандартных керамических покрытиях без подслоя на стальной подложке.

На первом этапе выбора параметров лазерной обработки требуется выбор мощности излучения для выявления характера взаимодействия пучка с материалом и возможности оплавления. При необходимости варьируется расстояние от оптической системы до образца для достижения оптимальной интенсивности лазерного излучения. Основными критериями являются равномерность зоны проплавления и однородность структуры покрытия.

Влияние мощности лазерного излучения на микроструктуру оплавленного слоя покрытия иллюстрирует рис. 8.

При мощности 300 Вт заметны неравномерность толщины оплавленного слоя (20...90 мкм) и наплывы на поверхности образца, что свидетельствует о недостаточности сообщенного количества энергии. При мощности 500 Вт, напротив, оплавленный слой имеет равномерно высокую толщину (110...130 мкм), однако



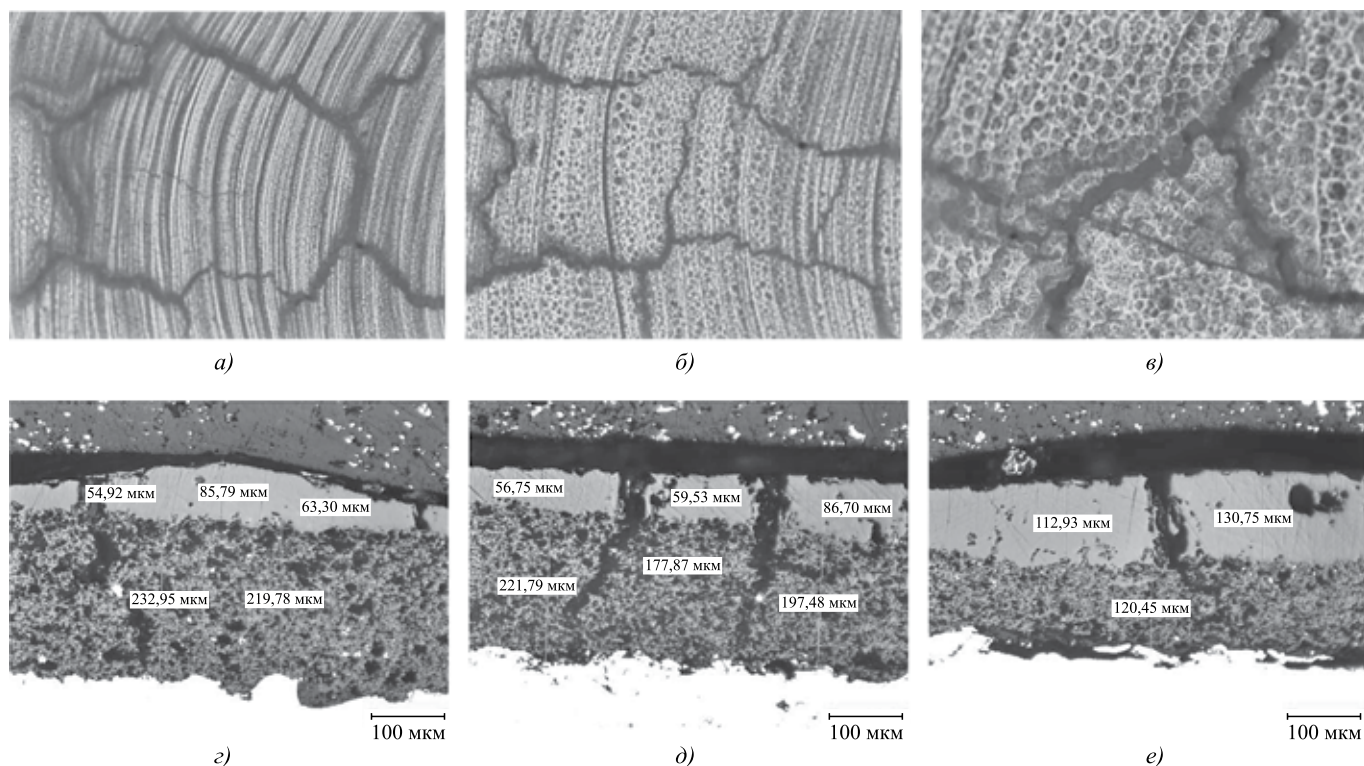


Рис. 8. Влияние лазерного оплавления на микроструктуру покрытия  $ZrO_2-7,4\% Y_2O_3$  в плане и в поперечном сечении при мощности излучения 300 (а, г), 400 (б, д) и 500 Вт (в, е)

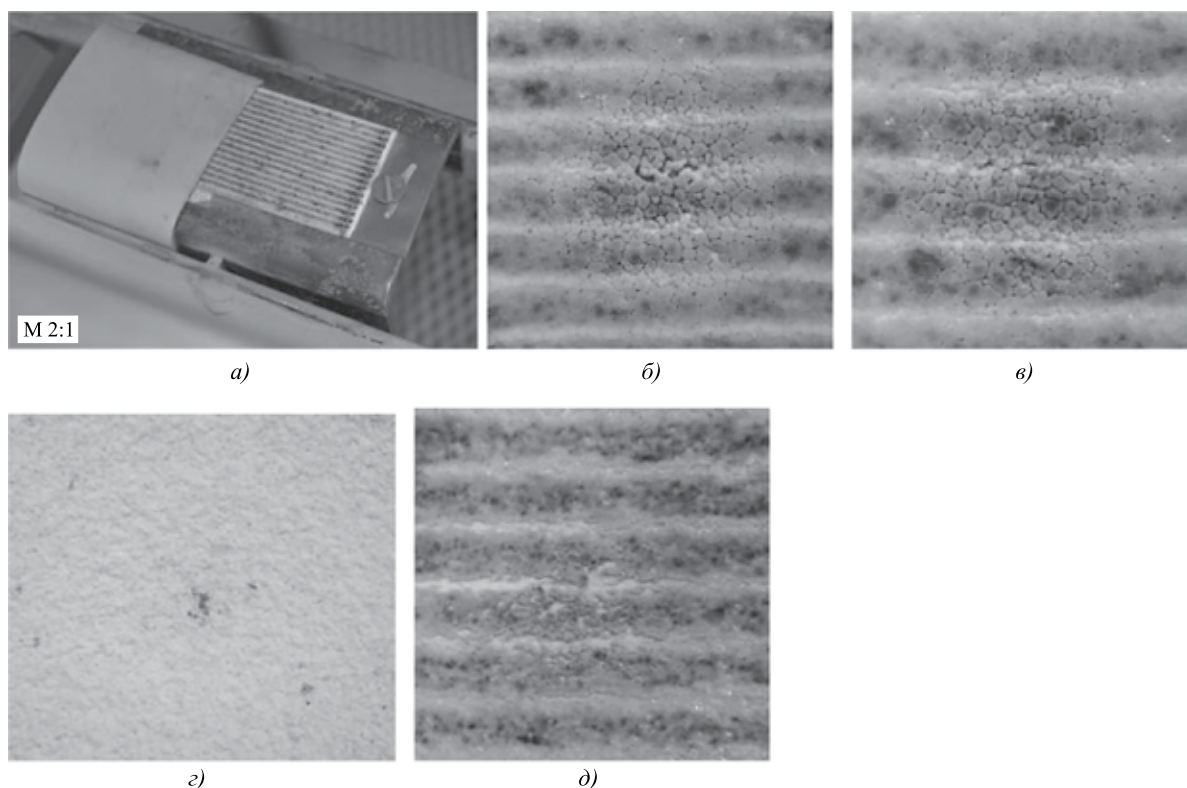


Рис. 9. Образец, подготовленный к эрозионным испытаниям (а), и эрозионное разрушение покрытия при угле наклона образца 90° (б), 75° (в), 45° (г) и 20° (д) ( $\times 10$ )

Результаты испытаний образцов на эрозию

Абразив	Время воздействия, с	Угол наклона образца, °	Покрытие без лазерного оплавления		Покрытие с лазерным оплавлением	
			Унос массы, г	Скорость уноса массы, мг/с	Унос массы, г	Скорость уноса массы, мг/с
SiO <sub>2</sub> 10...60 мкм	180	90	0,0299	0,2096	0,0323	0,1956
	180	70	0,0355	0,1975	0,0296	0,1644
	180	45	0,0225	0,1875	0,0195	0,1083
	180	20	0,0021	0,0087	0,0014	0,0037

в покрытии обнаружено большое количество дефектов (каверны, горизонтальные трещины, раскрытие вертикальных трещин до подложки). Исходя из полученной структуры покрытий для оплавления может быть рекомендована мощность лазерного излучения 400 Вт.

Для определения устойчивости к эрозионному износу при воздействии гетерофазного потока (газовой струи с абразивом) на оплавленное покрытие образцы были подвержены эрозионным испытаниям на стенде (МАИ).

Стенд представляет собой держатель, на который устанавливается образец с покрытием. Сам держатель можно выставлять под разными углами. Образец фиксируется болтовым соединением. Воздушный поток генерируется в устройстве холодного газодинамического напыления. Через порошок питатель подается абразив.

Образцы были переданы на испытания с соблюдением требований по массе (масса менее 100 г). Вместе с образцами была передана маскирующая лента для того, чтобы защищать соседние с испытываемым участком зоны. Время воздействия гетерогенным потоком — 240 с. Образцы, подготовленные для испытаний, и их поверхность после испытаний показаны на рис. 9.

Результаты испытаний на стойкость к эрозии покрытий с лазерным оплавлением и без него представлены в табл. 4. Они показали, что образцы с покрытием, подвергнутым лазерному оплавлению, имеют скорость эрозионного износа меньше, чем образцы с покрытием непосредственно после плазменного напыления.

При угле наклона образца 90° разница между оплавленным и неоплавленным покрытиями минимальна, при угле 45° — максимальна. Это связано с механизмами эрозионного износа при разных углах наклона образцов и особенностями покрытий — наличием очень твердого оплавленного слоя.

Покрытия, обработанные при мощности лазерного излучения 2700 Вт и скорости перемещения пятна нагрева 0,2 м/с, имеют большую стойкость к эрозионному износу по сравнению с покрытием, обработанным при мощности 3200 Вт и скорости перемещения пятна 0,4 м/с.

Влияние степени перекрытия дорожек оплавления покрытия при изменении в диапазоне 0,5...0,9 мм на стойкость эрозионному износу не выявило какого-либо влияния данного параметра режима оплавления.

### Выводы

1. Диодный лазер с длинами волн 980 и 1030 нм можно успешно применять для лазерной модификации керамического слоя ТЗП на основе оксида циркония.

2. При одной и той же интенсивности излучения увеличение скорости сканирования приводит к утонению сканированной дорожки и уширению межоплавленной зоны.

3. Низкие скорость сканирования и мощность излучения приводят к поверхностной полировке. Увеличение мощности излучения приводит к образованию промежуточного состояния поверхности, которая характеризуется незначительным изменением цвета, глянцевым блеском, однако оказывается хрупкой.

4. Полученная в результате лазерного оплавления микроструктура покрытия имеет строение, схожее со строением микроструктуры покрытий, полученных методами электронно-лучевого осаждения и напыления суспензий. В результате лазерной обработки верхний слой керамического покрытия уплотнился на глубину 35...50 мкм при пористости менее 1 %. Покрытие сегментировалось вертикальными каналами в нормальном направлении к подложке при длине каналов 100...200 мкм.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Иноземцев А.А., Нихамкин М.А., Сандрацкий В.Л. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок. Сер. Газотурбинные двигатели. М.: Машиностроение, 2007. 208 с.
- Газотермическое напыление: учеб. пособие / Л.Х. Балдаев, В.Н. Борисов, В.А. Вахалин и др. М.: Маркет ДС, 2007. 344 с.
- Pat. 5,073,433 US. Way to handle ceramic coatings made plasma spraying / Taylor T.A. 1989.

4. **Karger M., Vaßen R., Stöver D.** Atmospheric plasma sprayed thermal barrier coatings with high segmentation crack densities: Spraying process, microstructure and thermal cycling behavior // *Surface & Coatings Technology*. 2011. Vol. 206. P. 16—23.

5. **Operating** parameters for suspension and solution plasma-spray coatings / P. Fauchais, V. Rat, J.-F. Coudert et al. // *Surface & Coatings Technology*. 2008. Vol. 202. P. 4309—4317.

6. **Mechanisms** of spallation of solution precursor plasma spray thermal barrier coatings / M. Gella, L. Xiea, E.H. Jordanb, N.P. Padturea // *Surface & Coatings Technology*. 2004. Vol. 188—189. P. 101—106.

7. **Ahmaniemi S.** Modified Thick Thermal Barrier Coatings: Thesis for the degree of Doctor of Technology. 2004. 86 p.

8. **Batista C.** Surface Laser-Glazing of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings // *Applied Surface Science*. 2005. Vol. 247. Iss. 1—4. P. 313—319.

9. **Microscopic** observation of laser glazed yttria-stabilized zirconia coatings / M.F. Morks, C.C. Berndt, Y. Durandet et al. // *Applied Surface Science*. 2010. Vol. 256. P. 6213—6218.

10. **Batista C.** Laser-glazing of plasma-sprayed thermal barrier coatings — experimental and computational studies // Thesis "Laser technology of the future", University of Minho, 2007. P. 66—68.

11. **The influence** of laser treatment on hot corrosion behavior of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal

barrier coatings / R. Ghasemi, R. Shoja-Razavi, R. Mozafarinia et al. // *Journal of the European Ceramic Society*. Vol. 34. 2014. P. 2013—2021.

12. **Morphological** and microstructural characterization of laser-glazed plasma-sprayed thermal barrier coatings / C. Batista, A. Portinha, R.M. Ribeiro et al. // *Surface & Coatings Technology*. 2006. Vol. 200. P. 126—134.

13. **The influence** of laser treatment on hot corrosion behavior of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings / R. Ghasemi, R. Shoja-Razavi, R. Mozafarinia et al. // *Journal of the European Ceramic Society*. 2014. Vol. 34. P. 2013—2021.

14. **Tsai H.L., Tsai P.C.** Laser Glazing of Plasma-Sprayed Zirconia Coatings // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 1998. № 7. P. 258—266.

15. **Pawlowski L.** Thick Laser Coatings: A Review // *Journal of Thermal Spray Technology*. 1999. № 8. P. 279—288.

16. **Eldridge J.I., Spuckler C.M., Street K.W.** Infrared radiative properties of yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings // 26<sup>th</sup> Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures. B: Ceramic Engineering and Science Proceedings. Vol. 23. Iss. 4. P. 92—95.

17. **Девойно О.Г.** Высокоэнергетическая обработка плазменных покрытий на основе диоксида циркония. Минск, БНТУ, 2001. С. 331—335.

УДК 621.793

**М.Ш. Мигранов, С.Р. Шехтман, Э.З. Ахметова**  
(Уфимский государственный авиационный технический университет)  
E-mail: migmars@mail.ru

## Исследование износостойких многослойных покрытий системы Ti—C—Si, синтезированных из плазмы вакуумно-дугового разряда

*Приведены результаты исследования эксплуатационных свойств многослойных покрытий, полученных при различных режимах, технологиях и архитектурах.*

**Ключевые слова:** многослойные покрытия, ионно-плазменное нанесение покрытий, нанослой, индентор, микротвердость.

*The results of the study of operational properties of multilayer coatings produced by different modes, technology and architecture are presented.*

**Keywords:** multilayer coatings, ion-plasma coating, nanolayers, indenter, microhardness.

В процессе эксплуатации машин их детали взаимодействуют с другими деталями, окружающей средой, транспортируемыми средами, которые могут обладать значительными температурой, физической и химической активностью, абразивными свойствами.

Для увеличения сопротивления поверхности деталей основным видам повреждений и разрушений, повышения надежности используют формирование на поверхности защитного слоя с применением вакуумных

ионно-плазменных технологий (ВИПТ). Ионно-плазменное нанесение износостойких многослойных покрытий занимает лидирующее положение среди методов защиты поверхностей деталей от агрессивного воздействия. Это обусловлено возможностью соединений, синтезируемых для защиты металла изделия от высокотемпературных воздействий, коррозионных и эрозивных разрушений, различного вида износа и иных внешних воздействий, повышая эксплуатационные характе-

ристики изделий, придавать им такие свойства, которые не могут быть достигнуты другими методами.

Осаждение многослойных покрытий является одним из самых перспективных способов защиты поверхности [1, 2]. Ионно-плазменные покрытия с субмикроструктурной структурой (СМК), полученные конденсацией вещества в вакууме с одновременной дополнительной ионной бомбардировкой, позволяют защитить подложку от различного вида износа, коррозионного и эрозионного воздействия и повысить другие физико-химические свойства деталей. Сложность синтеза их защитных покрытий связана с недостаточной проработкой методов формирования слоевых композиций.

Синтез защитных покрытий реализуют по технологии, включающей следующие этапы:

- подготовка поверхности под осаждение;
- предварительная очистка и нагрев поверхности;
- формирование многослойного покрытия;
- охлаждение вакуумной камеры в течение определенного времени.

Каждый из этих этапов может включать подэтапы для повышения качества обработанной поверхности. Иногда для окончательного формирования покрытия используют последующую термическую обработку, которую проводят в едином технологическом пространстве.

Метод, совмещающий вакуумное ионно-плазменное (ВИП) осаждение покрытий [3] с использованием электродуговых испарителей (ЭДИ) и плазменных ускорителей (в работе используется плазменный источник с накальным катодом (ПИНК)) для генерации квазинейтральных потоков плазмы, достаточно хорошо зарекомендовал себя в области синтеза износостойких покрытий из различных материалов. Использование этого метода позволяет формировать нано- и микрослои, причем, варьируя частотой планетарного вращения и давлением и используя ЭДИ, из различных материалов можно осаждать слои различной толщины с различным химическим составом.

Полученные нанослои (толщиной менее 100 нм) придают деталям с ВИП-покрытиями совершенно новые свойства. Так называемые размерные эффекты проявляются в изменении реакционной способности, структуры, характеристик проводимости, температуры плавления и механических свойств.

Получаемые покрытия с СМК-структурой сочетают в себе свойства слоистых систем и специфические характеристики нанообъектов благодаря большому числу слоев и их толщине в нанометровом диапазоне.

Формирование многослойных износостойких покрытий осуществляли последовательным осаждением слоев титана и углерода из плазмы, генерируемой электродуговыми источниками, расположенными под определенным углом к поверхности подложки, на модернизированной промышленной установке ННВ 6.6-И1. Для выявления возможностей синтеза различных соединений

в условиях интенсивной ионной бомбардировки ионами Ag для генерации ионов использовали ПИНК. Следует отметить, что в качестве одного из реагентов использовали углерод из твердой фазы (технически чистый графит). Испарители находились на боковой поверхности цилиндрической камеры под углом 120° друг к другу. Испаряемым материалом являлись технически чистый титан марки ВТ1-0 и технически чистый графит, полученный в электроплавильной печи погружением его в расплав кремния. В процессе осаждения покрытий приспособление с закрепленными на нем обрабатываемыми деталями равномерно вращалось вокруг своей оси и одновременно вокруг оси стола, благодаря чему обеспечивалась равномерность распределения толщины формируемых покрытий. Общая толщина покрытий составляла 5...7 мкм, число слоев изменялось от 20 до 600.

Покрытия, синтезированные по предлагаемой технологии, характеризуется высокой адгезией к материалу подложки. Кроме того, исследование адгезии путем вдавливания алмазной пирамидки показало отсутствие растрескивания материала покрытия вблизи зоны воздействия. Данное испытание косвенно свидетельствует о высокой адгезии покрытия.

Микротвердость образцов измеряли на приборе ПМТ-3 (табл. 1). В качестве индентора использовали алмазную пирамиду с углом между гранями 136°. Нагрузка на индентор составляла от 1 до 10 гс. Для получения сопоставимых результатов в различных сериях измерений время нагружения 15 с и время выдержки под нагрузкой 15 с не варьировали. Погрешность измерения твердости может достигать 10...20 %. Для получения достаточно надежного среднего результата число измерений увеличили до 7. При оценке среднего арифметического значения микротвердости в разных точках образца результаты были одинаковыми.

Таблица 1

Микротвердость образцов

Материал	Состояние	Микротвердость, ГПа
13X11H2BMФ	Исходное	16,3
	С многослойным покрытием Ti-(C-Si)-Ti	17,8
	С покрытием с СМК-структурой	25,7

Анализ характера изменения микротвердости показал, что по сравнению с трехслойным покрытием микротвердость многослойного покрытия с СМК-структурой выше на 20...50 %. Это может быть объяснено следующим образом:

для покрытий с СМК-структурой интенсивность линий, соответствующих фазам  $Ti_xC_z$  и  $Ti_xSi_yC_z$ , выше по сравнению с многослойным покрытием с микротвердостью толщиной слоев;

при уменьшении толщины слоев до нанометро-

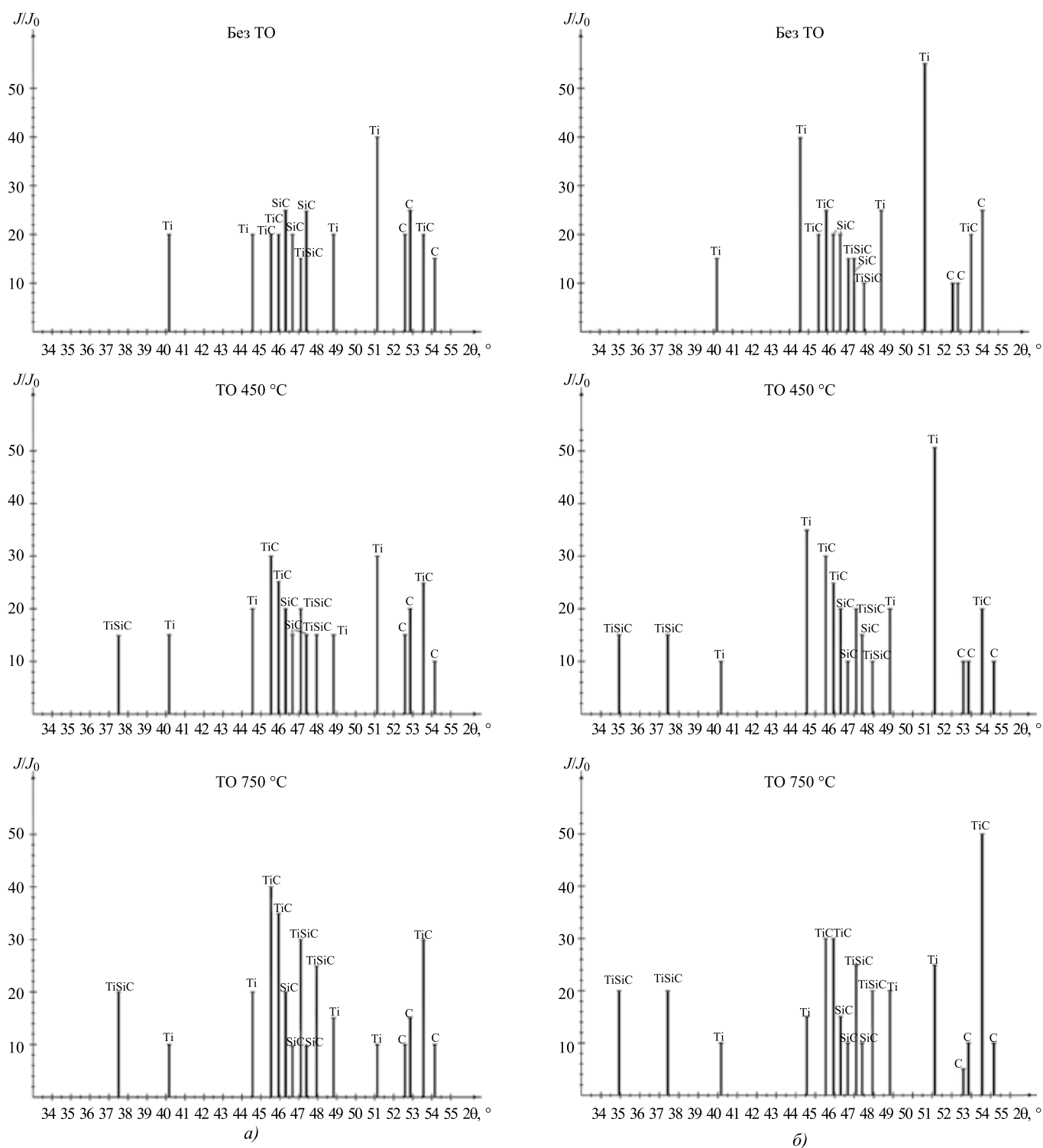


Рис. 1. Штрихрентгенограммы синтезированных многослойных покрытий системы Ti—C, состоящих из 120 (а) и 600 (б) слоев без термообработки (ТО) и с ТО 450 и 750 °C

вых значений у осажденного многослойного покрытия с СМК-структурой наблюдается перераспределение вкладов в прочностные свойства материалов поверхности и объема, что указывает на объединение в основе высокопрочных, практически бездефектных слоев и дефектов в виде границ раздела между слоями.

Фазовый состав и структуру многослойных покрытий системы Ti—C—Si исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре общего назначения ДРОН 4.0 в Fe K<sub>α</sub>-излучении. Штрихрентгенограммы синтезированных многослойных покрытий системы Ti—C—Si, состоящих из 120 и 600 слоев и отожженных

при температурах 450 и 750 °С приведены на рис. 1, где  $J/J_0$  — относительная интенсивность рефлексов.

Полученные относительные интенсивности фаз синтезированного многослойного покрытия системы Ti—C—Si с числами слоев 120 и 600 в зависимости от температуры отжига представлены в табл. 2.

Таблица 2

Параметры нанесения и архитектура покрытий

Температура, °С	Число слоев	Относительная интенсивность фаз				
		Ti	TiC	SiC	C	TiSiC
450	120	0,8	1,33	0,71	0,67	3,57
	600	0,64	1,33	0,8	0,75	4,29
750	120	0,6	1,83	0,57	0,5	5,0
	600	0,5	1,83	0,6	0,5	5,71

Сопоставление штрихрентгенограмм, представленных на рис. 1, свидетельствует о том, что при переходе к покрытию, состоящему из 600 слоев, наблюдается возрастание интенсивности линий, соответствующих Ti, и уменьшение интенсивности линий, соответствующих C и SiC.

Анализ литературных источников и результатов экспериментальных работ показал, что ВИП-покрытия на основе карбидов металлов способны сохранять свои эксплуатационные характеристики, свое функциональное назначение до определенных, критических температур.

Для исследования влияния температуры на многослойное покрытие рассматривали три фактора: длительность воздействия, скорость изменения и значение температуры.

Образцы с покрытиями помещали в печь, нагревали до  $T = 600$  °С, после этого выдерживали в течение заданного времени (4, 8 и 16 ч) и определяли микротвердость. На рис. 2 представлено изменение микротвердости покрытий в зависимости от времени нагрева.

Покрытие с СМК-структурой обладает более высокой термостойкостью по сравнению с многослойным покрытием. Так, микротвердость покрытия с СМК-структурой после выдержки при  $T = 600$  °С в течение 16 ч уменьшается на 10 %, в то время как микротвердость многослойного покрытия уменьшается на 25...30 %.

Наибольшего значения микротвердости поверхности достигает образец с покрытием с СМК-структурой после отжига при температуре 200 °С, что объясняется завершением формирования карбидов и карбосилицидов титана в процессе термической обработки.

### Выводы

1. При осаждении Ti, чередующегося с C, в условиях интенсивной ионной бомбардировки ионами Ar

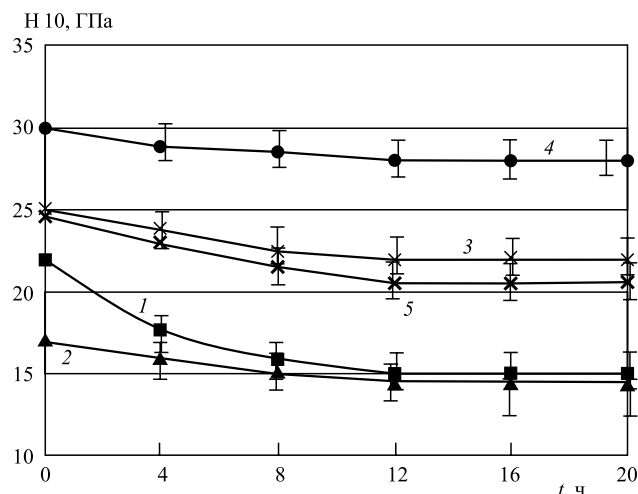


Рис. 2. Зависимость микротвердости от времени нагрева при  $T = 600$  °С. Подложка ЭП718-ИД:

1 — трехслойное покрытие; 2 — трехслойное покрытие с ТО 200 °С; 3 — покрытие с СМК-структурой; 4 — покрытие с СМК-структурой с ТО 200 °С; 5 — покрытие с СМК-структурой с ТО 600 °С

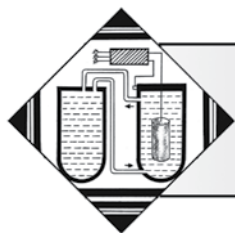
формируются переходные слои, состоящие из твердого раствора TiSiC и TiC.

2. В многослойных покрытиях системы Ti—C—Si, полученных вакуумным ионно-плазменным напылением, возможно варьирование содержания углерода в широком диапазоне в зависимости от технологического режима. По мере роста содержания углерода увеличивается микротвердость покрытия. Таким образом, изменяя число слоев, можно в определенной степени управлять процессами перераспределения химических элементов.

3. По сравнению с многослойным покрытием микротвердость покрытия с СМК-структурой выше на 20...50 %, термическая стабильность выше на 30 %, что связано с увеличением содержания карбида и карбосилицида титана в покрытии с СМК-структурой.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Получение и свойства композиционных покрытий на основе металл—углерод с нанокристаллической структурой // Журнал технической физики / С.А. Ширяев и др. 2002. Т. 72. С. 99—104.
2. Головин Ю.И. Введение в нанотехнологию. М.: Машиностроение-1, 2003. 112 с.
3. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. М.: Изд. центр "Академия", 2005. 192 с.
4. Будилов В.В., Киреев Р.М., Шехтман С.Р. Технология вакуумной ионно-плазменной обработки. М., МАИ, 2007. 155 с.
5. Будилов В.В., Мухин В.С., Шехтман С.Р. Нанотехнологии обработки поверхности деталей на основе вакуумных ионно-плазменных методов: физические основы и технические решения. М.: Наука, 2008. 194 с.



## Жаростойкие покрытия на основе сплавов системы Cr—Al

*Предложена технология жидкофазного алюминирования хромированной стали с последующим диффузионным отжигом для формирования жаростойких покрытий на основе алюминидов хрома. Представлены результаты исследований влияния режимов алюминирования и диффузионного отжига на кинетику роста и химический состав покрытий.*

**Ключевые слова:** хромоалюминиевые сплавы, интерметаллидные фазы, жаростойкие покрытия, жидкофазное алюминирование, диффузионный отжиг.

*The paper presents a technology of liquid-phase aluminizing for chromized steel with following diffusion annealing for heat-resistance coat based on chrome aluminides making. The research results of influence of aluminizing and annealing conditions on growth kinetics and chemical composition of coatings have been presented.*

**Keywords:** chromium-aluminum alloy, intermetallic phase, heat-resistance coating, liquid-phase aluminizing, diffusion annealing.

Сплавы системы Cr—Al применяются в качестве защитных покрытий для деталей, работающих в агрессивных средах и при повышенных температурах. Такие покрытия используются для защиты турбинных лопаток авиационных двигателей от воздействия высокотемпературного газового потока [1—3] и повышения стойкости к газовой коррозии узлов оборудования по переработке техногенных образований, эксплуатирующегося при температурах до 450 °С [4].

Хромоалюминиевые сплавы обладают высокой жаростойкостью за счет того, что на их поверхности при нагреве образуется оксидная пленка  $Al_2O_3$ , которая характеризуется высокой температурой плавления, химической и термической стабильностью, высокой прочностью сцепления с основным металлом в процессе циклических нагревов [5, 6], благодаря чему обеспечивается длительный срок службы защищаемых деталей.

Для формирования жаростойких покрытий системы Cr—Al на стальных изделиях была предложена технология жидкофазного алюминирования предварительно хромированной стали с последующим диффузионным отжигом.

Диффузионный отжиг обеспечивает протекание процесса взаимной диффузии алюминия и хрома, что приводит к формированию жаростойких поверхностных слоев на основе алюминидов хрома. Толщина и

химический состав, определяющий жаростойкость покрытия, зависят от режимов диффузионного отжига.

Исследования влияния режимных параметров алюминирования и диффузионного отжига на качество формирования и толщину алюминиевого покрытия проводили на образцах из предварительно хромированной стали толщиной 2 мм, размером 50 × 20 мм. Хромирование осуществляли гальваническим методом в условиях ОАО "Самараволгомаш". Толщина хромового покрытия составляла 25 мкм. Поверхность образцов предварительно обезжировали и активировали с помощью водного раствора флюса NOCOLOK. После сушки образцы погружали в расплав алюминия марки А7. Исследования проводили в интервале температур 700...950 °С с шагом 50 °С при постоянном времени выдержки 3...5 с.

Исследование кинетики роста алюминидных слоев при диффузионном отжиге проводили в интервале температур 500...950 °С в течение 1, 5 и 10 ч на образцах, полученных алюминированием при температуре 750 °С. Отжиг проводили в электропечи фирмы Nobertherm, образцы охлаждали на воздухе.

Толщину покрытий контролировали при исследовании микроструктуры. Химический состав исследовали методом растровой электронной микроскопии в условиях ОАО "АвтоВАЗ" на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (Zeiss, Герма-

ния) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCAEnergy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCAWave-500 и в условиях ФГУП НИАР на комплексе, состоящем из автоэмиссионного растрового микроскопа сверхвысокого разрешения Zeiss SUPRA 55VP в комплекте с энергодисперсионным спектрометром IncaEnergy 350, волновым спектрометром IncaWave 500 и системой регистрации и анализа дифракции отраженных электронов HKL EBSD PremiumSystem.

Результаты исследований процессов жидкофазного алюминирования показали, что температура расплава влияет на толщину формируемого алюминиевого покрытия, толщину и химический состав переходного слоя между алюминием и хромом, а также на качество покрытия.

При температуре расплава 700 °С на поверхности образца образуется равномерный сплошной слой алюминия толщиной до 40...45 мкм. Между разнородными покрытиями формируются переходные слои. При исследовании микроструктуры четко выделяются два переходных слоя различного химического состава. Слой, прилегающий к алюминиевому покрытию, содержит 77...78 % Al и 22...23 % Cr, что согласно диаграмме состояния системы Cr—Al [7–9] соответствует фазе CrAl<sub>7</sub>. Его толщина составляет не более 3...3,5 мкм. Слой, прилегающий к хромовому покрытию, также незначителен, толщиной до 2 мкм. Этот слой содержит до 69...70 % мас. Al, что соответствует фазе CrAl<sub>4</sub> [7].

По мере увеличения температуры расплава отмечаются рост толщины переходных слоев и снижение толщины алюминиевого слоя (рис. 1), что связано с увеличением скорости роста интерметаллидной фазы и снижением вязкости расплава [10].

Увеличение температуры расплава до 750 °С приводит к появлению в алюминиевом слое отдельных фаз,

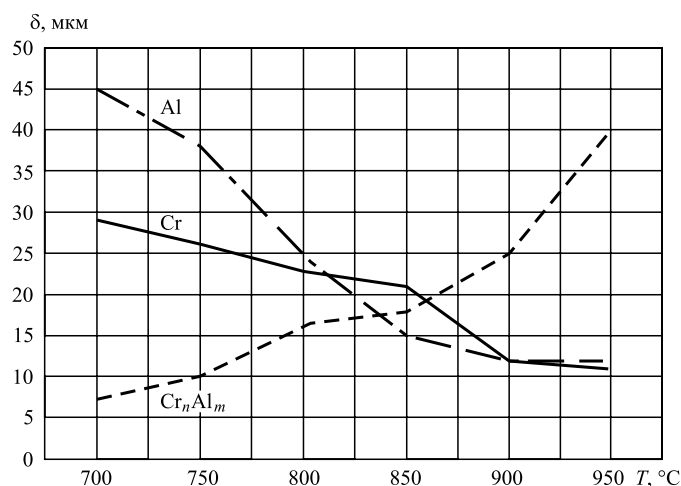


Рис. 1. Зависимости толщины слоев  $\delta$  алюминия, хрома и интерметаллида от температуры алюминирования  $T$

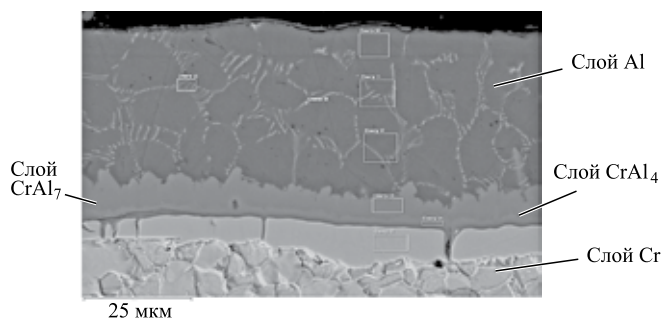


Рис. 2. Микроструктура образца, полученного жидкофазным алюминированием при температуре 750 °С

которые содержат 93...95 % алюминия, 4,5...6,5 % железа (FeAl +  $\alpha$ -Al) и легированы хромом до 0,38...0,42 %. Эти фазы располагаются по всему сечению слоя (рис. 2).

Переходные слои имеют такой же химический состав, как и при температуре расплава 700 °С, толщина их незначительно увеличивается (см. рис. 1, 2) за счет роста верхнего слоя. Толщина нижнего слоя не увеличивается и составляет около 2 мкм.

При повышении температуры алюминирования до 800 °С наблюдается интенсивный, но неравномерный рост переходного слоя, в связи с чем граница между слоем алюминия и интерметаллидом неровная, толщина слоев изменяется в широком интервале. В покрытии наблюдаются отдельные поры и трещины в зоне интерметаллидных включений. Толщина алюминиевого слоя заметно уменьшается и находится в пределах 10...30 мкм. В некоторых областях интерметаллидная фаза прорастает практически на всю толщину алюминиевого слоя (рис. 3). Химический анализ показал, что алюминиевый слой легирован до 0,7 % Cr.

Состав переходных слоев практически не изменяется. Толщина слоя, прилегающего к хромовому покрытию, также составляет 2 мкм. Увеличение толщины интерметаллидного слоя происходит за счет роста фазы CrAl<sub>7</sub>, содержащей до 78...79 % Al.

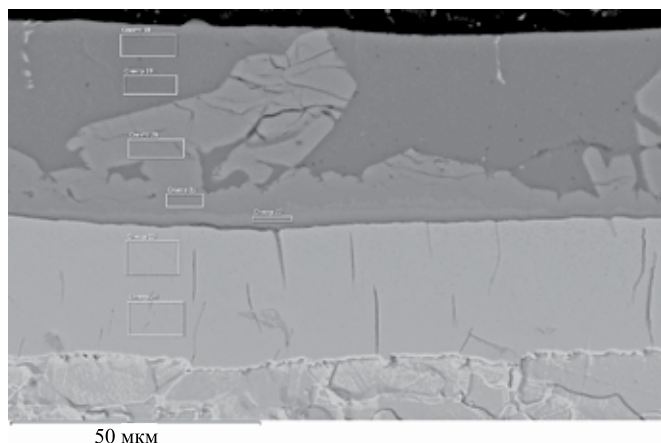


Рис. 3. Микроструктура образца, полученного жидкофазным алюминированием при температуре 800 °С



При температурах 850...950 °С алюминиевая фаза легируется хромом до 0,5...0,7 % и железом, содержание которого увеличивается с повышением температуры обработки. При 950 °С содержание железа в алюминиевом слое достигает 1,2 %. Кроме того, выделяются отдельные включения алюминидов железа с 62...63 % Al, легированные 3,7 % хрома.

При температуре 950 °С образуется один переходный слой, который представлен алюминидом железа (до 55...56 % Al), легированным Cr в пределах до 0,50...0,55 %. Толщина переходного слоя заметно возрастает (см. рис. 1).

С повышением температуры расплава свыше 800 °С в алюминиевом слое появляется пористость.

Толщина хромового покрытия практически не изменяется в интервале температур алюминирования 700...800 °С. При температуре 850 °С его толщина снижается с 25 до 20 мкм, а при 900 °С — до 10 мкм (см. рис. 1), что, вероятно, связано с ростом интерметаллидного слоя в результате взаимодиффузии алюминия и хрома.

Учитывая неравномерность роста переходного слоя, снижение общей толщины покрытия и ухудшение его качества при температурах алюминирования выше 800 °С, исследование процесса диффузионного отжига проводили на образцах, алюминированных при температуре расплава 750 °С.

Исследования микроструктуры отожженных образцов показали, что в рассматриваемом интервале режимов диффузионного отжига на поверхности пластин формируются слои на основе алюминидов хрома. Соотношение элементов в слоях и их толщина определяются режимами.

При температуре отжига 500 °С формируется двухслойное интерметаллидное покрытие толщиной 20 мкм. Верхний слой содержит 32 % хрома, 68 % алюминия, что соответствует фазе  $\epsilon$  ( $\text{CrAl}_4$ ) [7]. В нижнем слое, прилегающем к слою хромового покрытия, количество хрома увеличивается до 42 % и формируется фаза  $\text{CrAl}_3$ .

Увеличение времени выдержки до 10 ч при температуре 500 °С приводит к увеличению толщины переходного слоя до 25 мкм.

При такой температуре отжига значительных изменений в составе и структуре хромового покрытия не наблюдается независимо от времени выдержки.

При повышении температуры отжига до 600 °С при выдержке 1 ч на поверхности образуется интерметаллидное покрытие алюминий—хром, представленное  $\epsilon$ -фазой ( $\text{CrAl}_4$ ). Толщина покрытия 18...20 мкм. На границе с хромовым слоем формируется тонкая прослойка фазы  $\zeta_2$  ( $\text{Cr}_5\text{Al}_8$ ), содержащей до 53 % Cr, толщиной до 2 мкм. При увеличении выдержки до 5 ч и температуре отжига 600 °С эта тонкая прослойка сохраняется, а в верхнем слое содержание хрома увеличивается

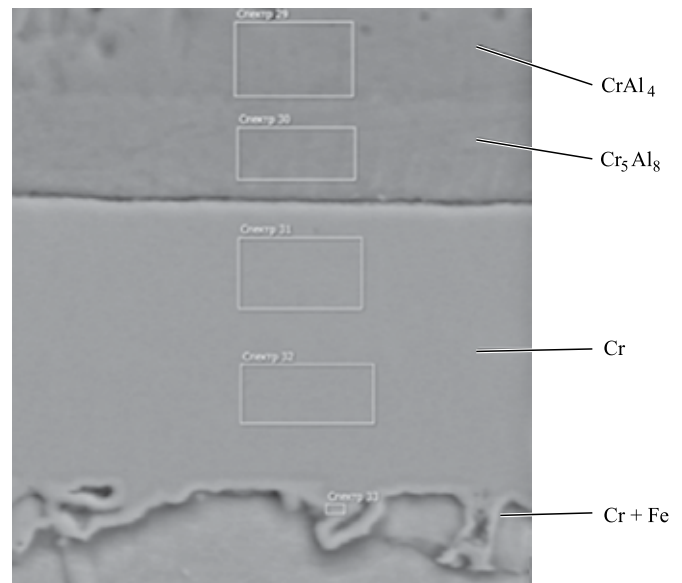


Рис. 4. Микроструктура образца, полученного жидкофазным алюминированием при температуре 750 °С с последующим диффузионным отжигом при температуре  $T = 600$  °С, выдержке  $t = 5$  ч

до 42 % и формируется фаза  $\text{CrAl}_3$ . Толщина этого слоя практически не изменяется.

Выдержка 10 ч приводит к увеличению толщины алюмохромового переходного слоя до 25 мкм. Слой хрома легирован алюминием до 0,3 % и железом до 3,5...4 %.

При 5...10 ч выдержки между хромовым покрытием и сталью образуется тонкая прослойка, содержащая до 20 % Cr (рис. 4).

С увеличением температуры отжига до 660 °С отмечаются более интенсивная диффузия элементов в покрытиях и бурный рост интерметаллидов.

Толщина хромоалюминиевого покрытия увеличивается до 38 мкм при 1 ч выдержки и до 62 мкм при 5 ч (рис. 5). Выделяются три слоя: с содержанием хрома до 28...32 % ( $\text{CrAl}_4$ ), до 40 % ( $\text{CrAl}_3$ ) и до 50 % ( $\text{Cr}_4\text{Al}_9$ ). С увеличением времени выдержки до 10 ч покрытие становится однослойным и представлено фазой  $\zeta_2$  ( $\text{Cr}_5\text{Al}_8$ ) (56 % хрома). Между слоем хрома и сталью формируются две тонкие прослойки: верхняя — с содержанием 7,3 % железа и нижняя — с 88 % железа.

При температуре 750 °С формируется однослойное интерметаллидное покрытие, содержащее 48...50 % Cr, что соответствует фазе  $\text{Cr}_4\text{Al}_9$ . Толщина покрытия составляет 35 мкм при выдержке 1 ч. Хромовое покрытие при этом легируется до 0,3...0,5 % алюминия. При выдержке 10 ч толщина хромоалюминиевого слоя увеличивается до 43...45 мкм и легируется до 2 % железа. Хромовый слой отсутствует. Образуется слой сплава системы Fe—Al—Cr с содержанием 50 % алюминия и 44 % железа, сверху которого располагается тонкая

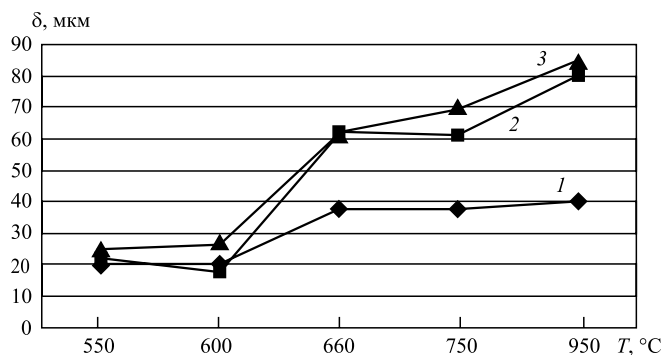


Рис. 5. Изменение толщины хромоалюминиевого покрытия  $\delta$  в зависимости от температуры  $T$  и времени диффузионного отжига  $t$ :

1 —  $t = 1$  ч; 2 —  $t = 5$  ч; 3 —  $t = 10$  ч

неравномерная прослойка фазы  $\text{CrAl}_7$ , легированная железом до 3%. Общая толщина слоев достигает 80 мкм.

При дальнейшем повышении температуры заметного роста толщины хромоалюминиевого слоя не отмечается, однако появляется повышенная пористость в верхних слоях покрытия (рис. 6). Кроме того, снижается содержание алюминия в поверхностных слоях, что нежелательно, так как его количеством определяется жаростойкость покрытия [1].

### Выводы

1. При исследовании структуры и состава покрытия, формируемого жидкофазным алюминированием хромированных стальных образцов, установлено, что во всем диапазоне исследуемых температур в зоне контакта расплавленного алюминия с хромовым покрытием образуется переходный хромоалюминиевый слой, состоящий из двух фаз:  $\text{CrAl}_7$  и  $\text{CrAl}_4$ .

2. С увеличением температуры расплава с 700 до 900 °C при выдержке 3...5 с толщина переходного хромоалюминиевого слоя увеличивается в 5 раз (с 5 до 25 мкм) за счет роста фазы  $\text{CrAl}_7$ . При этом снижается в 4...4,5 раза толщина алюминиевого покрытия и в 2,5 раза — хромового.

3. Сплошное алюминиевое покрытие без включений и пористости формируется в диапазоне температур 700...750 °C. При этих же температурах наблюдается наибольшая толщина покрытия: 40...45 мкм, которая с повышением температуры расплава до 800 °C и выше резко уменьшается.

4. При диффузионном отжиге алюминированных образцов из хромированной стали интенсивный рост интерметаллидных слоев начинается при температурах отжига 660 и 750 °C. При выдержке 1 ч толщина переходного слоя возрастает до 38...40 мкм, а при выдержке 5...10 ч — до 62 и 80 мкм соответственно. При температуре 750 °C состав покрытия по сечению выравнивается, переходный слой содержит фазу  $\text{Cr}_4\text{Al}_9$ .

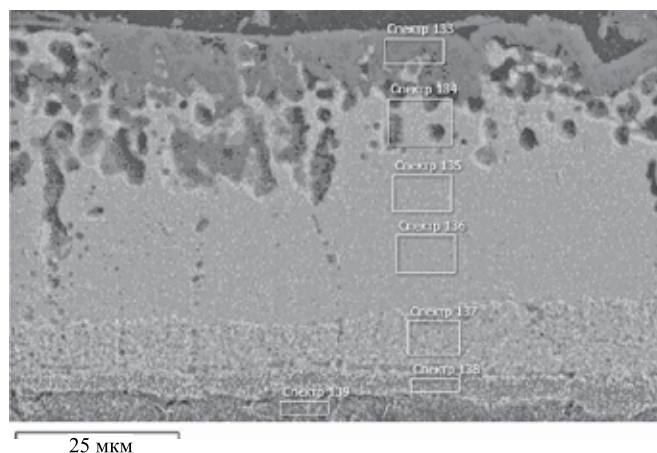


Рис. 6. Микроструктура образца, полученного жидкофазным алюминированием при температуре 750 °C с последующим диффузионным отжигом при  $T = 950$  °C,  $t = 1$  ч

5. Дальнейшее увеличение температуры до 900...950 °C существенно не влияет на толщину покрытия и приводит к нежелательному снижению содержания алюминия в поверхностных слоях.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Косицын С.В. Структурная и фазовая стабильность жаростойких интерметаллидных сплавов и покрытий на основе  $\beta$ -фазы системы (Ni, Co, Fe)—Cr—Al: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.06.01 / Екатеринбург, 2002. 43 с.
2. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общей ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2009. 632 с.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3—33.
4. Жаростойкие металлизационные покрытия для защиты оборудования переработки техногенных образований от высокотемпературной коррозии / Ю.С. Коробов, С.В. Невезжин, М.А. Филиппов, М.С. Карабаналов // Черная металлургия. 2012. V. 1. 10 (1354). С. 64—69.
5. Порошковые проволоки Fe—Cr—Al для дуговой металлизации жаростойких покрытий / Ю.С. Коробов, М.А. Филиппов, А.С. Табатчиков и др. // Вестник ЮУрГУ. Сер. Металлургия. 2015. Т. 15. № 1. С. 81—84.
6. Lai G.Y. High-Temperature Corrosion And Materials Applications // ASM International. 2007. 461 p.
7. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962. 210 с.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.
9. Плинер Ю.Л., Игнатенко Г.Ф., Лаппо С.И. Металлургия хрома. М.: Металлургия, 1965. 362 с.
10. Ковтунов А.И., Мямин С.В. Исследование жидкофазных процессов формирования слоистых композиционных материалов системы железо—алюминий // Цветные металлы. 2010. № 7. С. 65—66.



УДК 621.762:678.546

<sup>1</sup>Н.М. Антонова, <sup>2</sup>А.П. Бабичев, <sup>1</sup>Б.Г. Гасанов, <sup>1</sup>А.Б. Гасанов, <sup>1</sup>С.Н. Егоров  
(<sup>1</sup>Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) им. М.И. Платова,  
г. Новочеркасск,  
<sup>2</sup>Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)  
E-mail: vibrotech@mail.ru

## Формирование структуры и свойств антифрикционных покрытий на основе пористых металлоорганических матриц Na-КМЦ–Al с дисульфидом молибдена

*Разработаны новые высокопористые металлоорганические пленочные материалы на основе биополимера натрий-карбоксиметилцеллюлозы с порошком алюминия. Показана возможность создания антифрикционных покрытий путем наполнения пористых матриц твердосмазочными материалами типа дисульфида молибдена. Установлено, что при нанесении покрытий на стальные поверхности наряду со снижением силы трения наблюдается снижение коэффициента трения на 25...30 %.*

**Ключевые слова:** антифрикционный материал, пористость, алюминий, натрий-карбоксиметилцеллюлоза, дисульфид молибдена, трение.

*New high-porous metal-organic film materials on the basis of biopolymer of sodium-carboxymethylcellulose with aluminum powder are worked out. Possibility to create antifriction coverings by filling porous matrixes with hard lubricants like molybdenum disulphide is shown. It is established that after laying the coverings onto steel surfaces there takes place lowering the friction force together with lowering the friction coefficient by 25...30 %.*

**Keywords:** antifriction material, porosity, aluminum, sodium-carboxymethylcellulose, molybdenum disulphide, friction.

### Введение

Микропористые композиты востребованы как базовая основа для создания фильтров, мембран, фрикционных и антифрикционных материалов. Работы, касающиеся создания пористых материалов с заданными функциональными свойствами [1, 2], достаточно многочисленны. Разрабатываются приемы и способы получения сетчатых структур полимеров, базирующихся на принципах самосборки и самоорганизации систем [3, 4]. Известны способы получения высокопористых материалов путем дублирования структуры полимера пенополиуретана нанесенным металлическим покрытием [5]. Однако управление пористостью подобных структур с реализацией заданного размера генерируемых ячеек сопряжено с рядом технологических трудностей и в настоящее время мало изучено. Нами были получены [6] относительно недорогим и экологически безопасным методом композиционные пористые пленочные материалы из суспензий биополимера натрий-карбоксиметилцеллюлозы (Na-КМЦ) с металличе-

ским наполнителем — порошком алюминия и микро-добавками наночастиц бемита — оксигидроксида алюминия (AlOOH) [7]. Открытые ячейки — поры формировались в результате самоорганизации систем по мере отверждения пленок. Изменение содержания бемита позволяло управлять размерами генерируемых ячеек в диапазоне 100...1200 мкм. Сформированные материалы отличались простотой изготовления, не требовали металлоемкого оборудования. Следует отметить, что пористые материалы, содержащие алюминий, вызывают повышенный интерес у специалистов в областях автомобильной, авиакосмической и строительной промышленности благодаря их свойствам — хорошей теплопроводности, низкой плотности, приемлемым механическим характеристикам. Поэтому получение функциональных ячеистых материалов с алюминием для использования в качестве буферных матриц, наполняемых смазками типа графита, дисульфида молибдена представляет собой актуальную задачу.

**Цель работы** — выявление особенностей формирования структуры и трибологических свойств ком-

позиционных пористых покрытий на основе Na-КМЦ с порошком алюминия, наночастицами бемита и дисульфидом молибдена, предназначенных для защиты стальных поверхностей.

### Материалы и методы исследования

Пористые пленки получали смешиванием гелеобразного водного раствора очищенной Na-КМЦ с пластификатором глицерином, частицами порошка алюминия марки АСД-1 с размерами частиц < 40 мкм. Микродобавками служили наночастицы бемита, синтезированные в соответствии с методикой [7]. Формирование образцов проводили на фторопластовых подложках при температуре  $(55 \pm 1)^\circ\text{C}$ .

Таблица 1

Состав суспензий для изготовления пленок с ячейками

Na-КМЦ, %	Водный раствор Na-КМЦ, г	Глицерин, г	Al, г	AlOOH, г
2,75	100,00	3,25	2,50	0,15

Морфологию исходных порошков и полученных в эксперименте пористых пленок исследовали с помощью электронных сканирующих микроскопов Quanta 200 (ЦКП "ЮРГПУ (НПИ)"), Hitachi S-5500 (ИХ ДВО

РАН), VEGA II LMU (ЦКП "ЮФУ"). В эксперименте использовали соотношения компонентов (табл. 1), предложенные в работе [6]. РЭМ-изображения исходных порошков приведены на рис. 1. Полимер имеет волокнистую структуру, волокна в сухом порошке расположены беспорядочно, отдельные фрагменты скомпонованы в клубки, размерами от 30 до 50 мкм. Толщина фибриллярных образований в полимере достигает 14...20 мкм (рис. 1, а). Частицы алюминия имеют округлую форму, преобладают частицы размерами 19...20 мкм (рис. 1, б). Бемит представляет собой трубчатые структуры с толщиной стенок 3...10 нм, пространство внутри трубок составляет от 50 до 100 нм (рис. 1, в). Трубки агломерированы в обособленные рыхлые клубки размерами около 500 нм. Рентгенофазовый анализ (РФА) пленок с порами проводили на дифрактометре ARL X'TRA в угловом интервале  $2\theta$  от  $5^\circ$  до  $80^\circ$ , с шагом  $0,020^\circ$ , излучение —  $\text{Cu-K}_\alpha$ ,  $\text{-K}_\beta$  (ЦКП "ЮРГПУ (НПИ)"). Инфракрасные спектры (ИК-спектры) органической составляющей композитов и полимерных порошков регистрировали на спектрофотометрах Varian Excalibur 3100 FT-IR (ЦКП "ЮФУ") в интервале  $600...4000\text{ см}^{-1}$  методом НВПО (нарушенное полное внутреннее отражение).

Выявляли возможность использования сформированных пористых пленок в качестве буферных матриц для создания антифрикционных материалов. Полученное покрытие после смачивания водой высаживали на поверхность стали 08кп и выдерживали в термошкафу при температуре  $25^\circ\text{C}$  в течение 2 ч. Открытые поры пленок заполняли твердой смазкой — дисульфидом молибдена ( $\text{MoS}_2$ ) марки МВЧ-1 (ЦМЕУ 06-1-68). Исследовали также образцы стали 08кп с нанесенным на поверхность порошком бемита. Рыхлый, пористый порошок бемита, заполняя неровности микрорельефа стали, сглаживает выступы и способен играть роль антифрикционного материала. Покрытие наносили путем вибрационной обработки образцов. Для осуществления процесса в качестве рабочей среды применяли смесь стальных полированных шаров из стали ШХ15 диаметром 2,0 мм (62HRC) и порошок бемита. Продолжительность обработки, требуемая для получения сплошной пленки бемита, составила 60...90 мин, амплитуда и частота колебаний:  $A = 2,5\text{ мм}$ ,

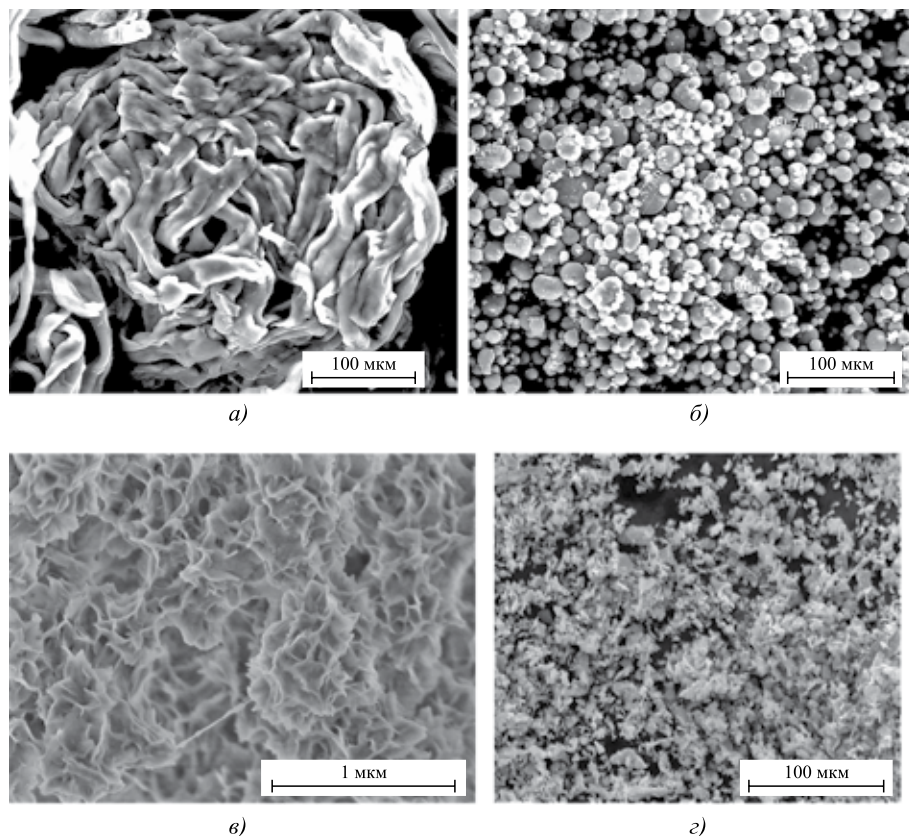


Рис. 1. Микрофотографии исходных порошков: Na-КМЦ (а), алюминия (б), бемита (в), дисульфида молибдена (г)

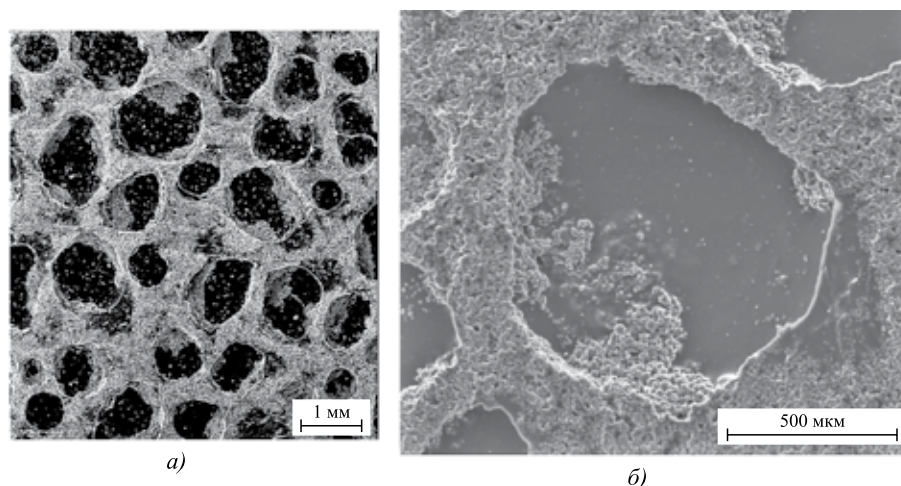


Рис. 2. Поверхность пористой пленки с порошком алюминия и добавками бемита, сформированной на фторопластовой подложке (а) и фрагмент изображения поры (б)

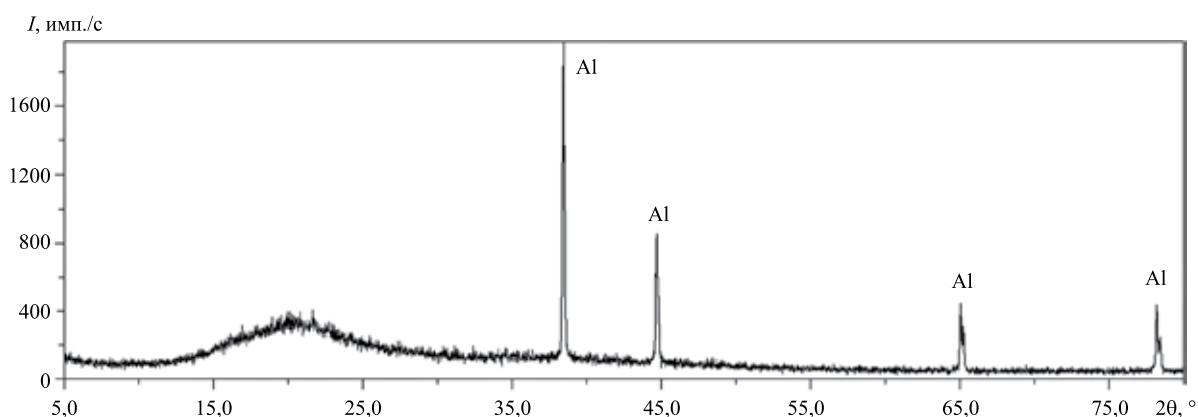


Рис. 3. Диффрактограмма пленки с ячейками

$f = 33$  Гц. Рабочую камеру заполняли шарами на  $3/4$  объема рабочей камеры, порошок засыпали из расчета 10 г на 1 л объема насыпанных шаров. Антифрикционные свойства материалов исследовали на стендовой установке трения УСУТ-2 при возвратно-поступательном движении рельса по вкладышу, нагрузке до 6 МПа, скорости скольжения 0,04 м/с. Рабочей средой являлся воздух.

Термостойкость полученных пористых пленок определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с помощью калориметра DSC-1 фирмы METTLER TOLEDO в интервале температур 30...500 °С при скорости нагревания образца 20 °С · мин<sup>-1</sup> и расходе воздуха 50 мл·мин<sup>-1</sup> в алюминиевом стандартном тигле.

### Результаты исследования и их обсуждение

*Морфологические особенности и фазовый состав сформированных пористых металлоорганических материалов на основе Na-КМЦ с порошком алюминия и ди-*

*сульфидом молибдена.* На рис. 2, а показана поверхность пленки с ячейками, полученной на фторопластовой подложке. На поверхности пленок, сформированных на границе с воздухом, ячейки-поры имеют куполообразную форму, образованную преимущественно пленкой полимера (рис. 2, б). Зоны между ячейками заполнены частицами алюминия, толщина перемычки ~ 300 мкм. Основания пор открыты, размеры ячеек достигают 1200...600 мкм. В процессе формирования ячеек частицы алюминия сохранили первоначальную форму и размеры. Толщина полимерной пленки, образующей купол поры, с ростом ячейки уменьшается, достигая 30 мкм. Общая поверхностная пористость пленки, определенная с помощью программного обеспечения Morphology (фирмы Tescan) составила 65 %.

Для выявления возможных изменений фазового состава пористых композитов в процессе формирования пленок из суспензии анализировали металлические (РФА) и органические (ИК-спектры) компоненты пленок (рис. 3, 4).

РФА-анализ пленки (рис. 3) показал наличие ме-

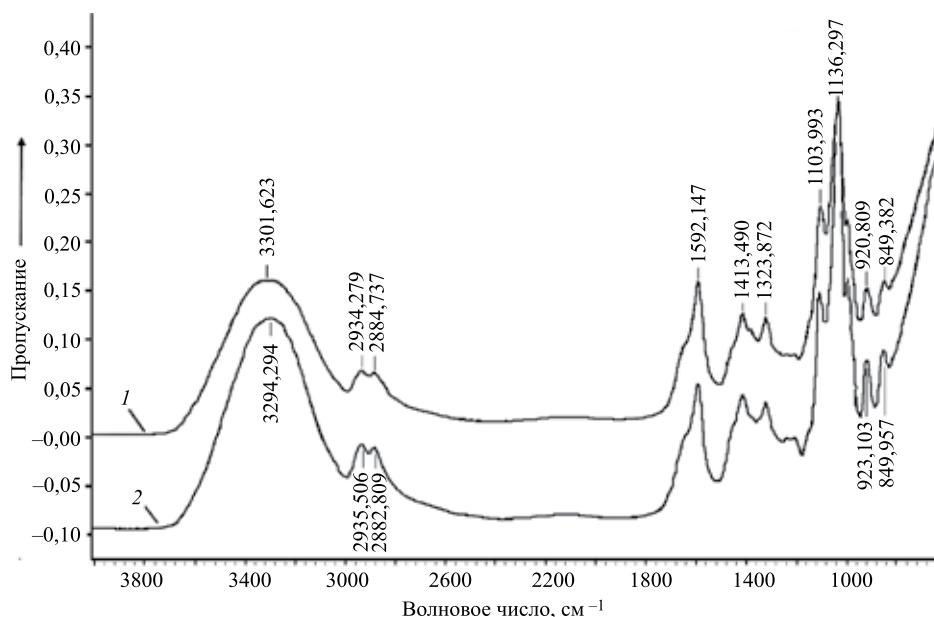


Рис. 4. ИК-спектры образцов: порошка Na-КМЦ (1) и пористой пленки с порошком алюминия и добавками бемита (2)

таллического алюминия в композитах (кубическая ячейка Al, пространственная группа Fm-3m, параметр элементарной ячейки  $a = 4,0494 \text{ \AA}$ , карточка PDF 000-04-0787). Отсутствие бемита и оксидов алюминия в виде пленок на частицах порошка алюминия может объясняться их низким содержанием в исходной композиции. Межплоскостные расстояния линий на дифрактограммах исследованных композитов с ячейками указывают на нульвалентное состояние металла в образце. Рефлекс в области  $2\theta = 18...20^\circ$  согласно данным [8] характерен для целлюлоз.

На рис. 4 показаны ИК-спектры порошковой Na-КМЦ и пористой пленки.

Широкая интенсивная полоса в области  $3600...3000 \text{ см}^{-1}$  характеризует частоты валентных колебаний OH-групп, вовлеченных во внутримолекулярные и межмолекулярные связи. Участие OH-групп в образовании межмолекулярных водородных связей проявляется в смещении полосы поглощения в сторону меньших частот [9]. Для порошка Na-КМЦ характеристическая полоса поглощения составляет  $3301 \text{ см}^{-1}$ , для пленочного образца —  $3284 \text{ см}^{-1}$ , причем интенсивность ее возрастает. Известно, что макромолекулы Na-КМЦ обладают ионизированными группами, которые способствуют отталкиванию макроионов Na-КМЦ друг от друга. Жесткоцепные по своей конформационной структуре полианионные макромолекулы Na-КМЦ, взаимно отталкиваясь, образуют в суспензии пространственную полимерную сетку с распределенными микрочастицами алюминия. В результате образуются водородные связи между активными гидроксильными группами макромолекул и оксидными оболочками частиц алюминия. Набор полос в обла-

сти  $1350...700 \text{ см}^{-1}$  является индивидуальной характеристикой каждого вещества [9]. Для порошка Na-КМЦ и пористых композиционных пленок они практически идентичны. Таким образом, кардинальных трансформаций полимера при формировании пористых пленок не происходит, преобладающими следует считать межмолекулярные или ван-дер-ваальсовы связи. Анализ ИК-спектров и рентгенограмм позволяет сделать заключение, что исходные компоненты в пленках с генерируемыми ячейками сохраняют неизменным свой химический состав.

Открытые поры пленок, заполненные  $\text{MoS}_2$ , показаны на рис. 5. Дисульфид молибдена обладает слоистой структурой, в которой есть "прочные" и "плотные" слои, удаленные друг от друга. В слое, покрывающем поверхность трения, имеются сильные связи, тогда как между слоями связь слабая. Такие свойства покрытия обеспечивают "легкое" скольжение трущихся поверхностей относительно друг друга, способствуя снижению коэффициента трения и повышению износостойкости поверхности деталей, входящих в пары трения различных механизмов и машин [10]. Порошок  $\text{MoS}_2$  плотно и экономично упакован в поры (рис. 5, а). Стрелками на рис. 5 показаны зоны между порами. В процессе работы пары трения по мере повышения температуры порошок дисульфида молибдена "выдавливается" из пор и заполняет смазочной пленкой поверхность буферной металлоорганической матрицы.

Термический анализ покрытия на основе Na-КМЦ с порошком алюминия, наночастицами бемита и дисульфидом молибдена, проведенный методом ДСК, показал, что термодеструкция покрытия начинается при температурах  $300...306 \text{ }^\circ\text{C}$ .

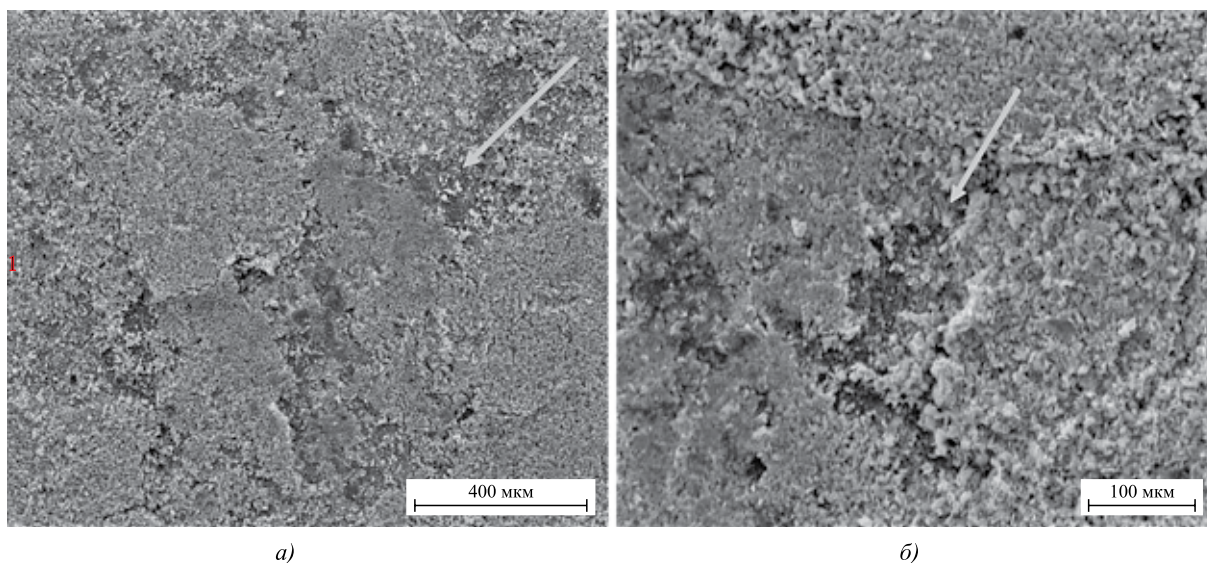


Рис. 5. Пленка с порами, заполненными порошком  $\text{MoS}_2$  (а), и фрагмент заполненной поры (б)

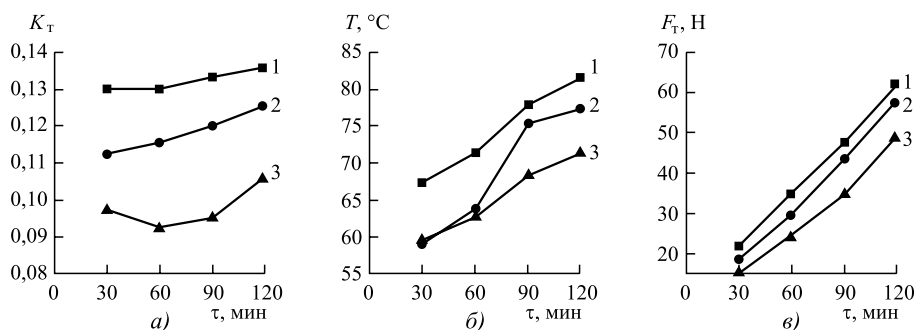


Рис. 6. Изменение по времени для образцов 1...3 коэффициента трения  $K_\tau$  (а), температуры образца  $T$  (б) и силы трения  $F_\tau$  (в)

Экспериментальные исследования коэффициента трения и износостойкости пар трения из различных материалов. Проведены исследования и испытания пар трения всухую. Материал образцов и исходное состояние поверхности приведены в табл. 2. Контртело изготовлено из стали 47ГТ.

Таблица 2

**Материал образцов и исходное состояние поверхности**

Номер образца	Материал образцов	Исходное состояние поверхности
1	Сталь 08кп	Шлифованная
2		Покрытие $\text{AlOON}$
3		Покрытие $\text{Na-KMЦ} + \text{Al} + \text{MoS}_2$

Изменение коэффициента трения  $K_\tau$  по времени  $\tau$  показано на рис. 6, а. Анализируя результаты исследований, можно отметить, что покрытие образцов бемитом приводит к уменьшению  $K_\tau$  на 10...15 %. Через 60 мин отмечается повышение  $K_\tau$ , что объясняется разрушением пористой пленки. Наиболее низкий  $K_\tau$  имеет образец 3, защищенный пористым покрытием с  $\text{MoS}_2$ : значение  $K_\tau$  уменьшается на 30 % по сравнению с коэф-

фициентом трения для стальной поверхности (рис. 6, а, кривые 1 и 3), некоторое увеличение  $K_\tau$  наблюдается по истечении 90 мин. Известно, что введение  $\text{MoS}_2$  в антифрикционные материалы позволяет в несколько раз увеличить их теплопроводность, а теплопроводность алюминия в 4...5 раз выше теплопроводности стали. Результаты испытаний показывают, что применение порошка алюминия и дисульфида молибдена в полимерной матрице позволяют понизить температуру образца при работе всухую, что объясняется лучшим отводом теплоты при использовании композиционного покрытия (рис. 6, б). Для образцов с покрытиями сила трения снижается на 5...10 Н (рис. 6, в).

Результаты исследований зависимости износостойкости от продолжительности испытаний приведены на рис. 7. Повышенный линейный износ всех образцов в течение первых 30 мин испытаний объясняется наличием неровностей как на образцах, так и на поверхности контртела, однако после выравнивания поверхностей износ заметно снижается. Износ покрытых образцов 2 и 3 идет активнее, чем у стали в течение первого часа, затем, по истечении 90 мин, резко снижается. После истирания образцы с составом 3 приобретают гладкую,

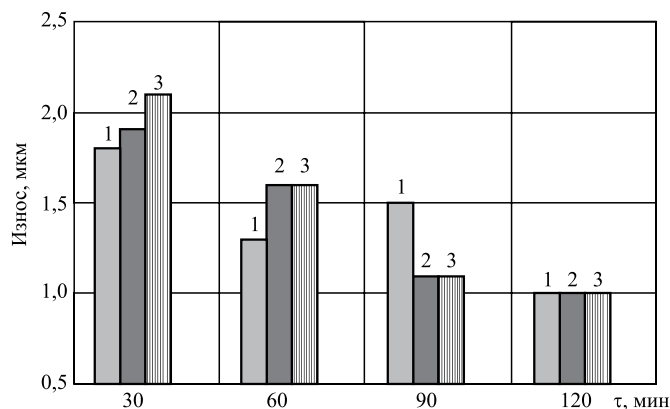


Рис. 7. Диаграмма изнашивания исходных и покрытых образцов 1...3

блестящую поверхность (нет следов схватывания), что приводит к увеличению износостойкости.

Применение металлоорганических материалов на основе водорастворимого полимера Na-КМЦ отличается простотой утилизации остатков отработанного композиционного покрытия путем его растворения в воде и возможностью их последующего многократного нанесения на защищаемую поверхность. Инертность буферной матрицы к смазкам, возможность создавать матрицы с ячейками заданного размера позволяют использовать для их заполнения широкий спектр смазочных материалов различной дисперсности и управлять тем самым трибологическими свойствами.

Таким образом, использование пористых металлоорганических композитов в качестве матриц для наполнения смазочными материалами позволяет создавать экологически чистые покрытия с антифрикционными свойствами.

### Выводы

Показана возможность формирования пористых материалов из суспензий натрий-карбоксиметилцеллюлозы с микрочастицами порошка алюминия и наночастицами бемита. В процессе отверждения в пленках генерируются упорядоченные открытые ячейки размерами 1200...600 мкм. Методами рентгенофазового

анализа и инфракрасной спектроскопии установлено, что химический состав композиции с наполнителем-алюминием остается неизменным.

Разработаны новые пористые композиционные материалы, перспективные в качестве буферных матриц для создания антифрикционных покрытий. Заполнение пор смазочным материалом — дисульфидом молибдена позволяет понизить коэффициент трения на 30 %, способствует увеличению теплопроводности покрытия и износостойкости.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Модели и свойства высокопористых ячеистых материалов / В.Н. Анциферов, А.М. Макаров, А.А. Ханов, Г.В. Башкирцев // Перспективные материалы. 2010. № 3. С. 5–9.
2. Матыгуллина Е.В. Теоретические и прикладные проблемы формирования композиционных материалов с регулируемой микро- и макропористостью на основе оксидных систем: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук / ПНИПУ. 2011. 27 с.
3. Новиков Д.В., Красовский А.Н. Фрактальная решетка наноглобул желатина // Физика твердого тела. 2012. Т. 54. Вып. 11. С. 2183.
4. Текстура поверхности и перколяционные эффекты в микропористых ориентированных пленках полиолефинов / Д.В. Новиков, И.С. Курьиндин, В. Буносек, Г.К. Ельяшевич // Физика твердого тела. 2012. Т. 54. Вып. 11. С. 2176.
5. Пат. 2508962 РФ, МПК В 22 F 3/11, С 22 С 1/08. Способ получения высокопористого ячеистого материала / Анциферов В.Н. № 201215000/02; Заявл. 29. 11. 2012; Опубл. 10.03.2014. Бюл. № 7.
6. Антонова Н.М., Овчинников О.С., Бабичев А.П. Исследование влияния наночастиц алюминия и нановолокон бемита на генерацию ячеек в композитах на основе полимера Na-КМЦ // Наноинженерия. 2014. № 3. С. 17–22.
7. 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 // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2013. Vol. 49. № 7. P. 868–872.
8. Петропавловский Г.А. Гидрофильные частично замещенные эфиры целлюлозы и их модификация путем химического сшивания. Л.: Наука, 1988. 298 с.
9. Белами Л. Инфракрасные спектры сложных молекул / пер. с англ. М.: Изд-во иностр. лит., 1963. 590 с.
10. Рысева Т.Н. Повышение износостойкости пар трения путем совмещения процессов вибрационного упрочнения и нанесения твердосмазочного покрытия MoS<sub>2</sub>: Дис. ... канд. техн. наук. Ростов н/Д, 1975. С. 169.

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

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

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

Технический редактор Беликова Е.И. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 29.12.2016 г. Подписано в печать 09.02.17 г. Формат 60×88 1/8.

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

Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, 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