

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1(49)  
январь  
2009

Издается с января 2005 г.

**Главный редактор**  
д-р физ.-мат. наук,  
заслуженный деятель науки РФ  
В.Н. НЕВОЛИН

**Председатель редакционного совета**

д-р техн. наук, заслуженный  
деятель науки и техники РФ  
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместители главного редактора:**

И.Н. ЖЕСТКОВА

д-р физ.-мат. наук  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

д-р техн. наук  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук  
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук  
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ

А.П. БАБИЧЕВ

В.П. БАЛКОВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.Ю. ЗАМЯТИН

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Ю.В. ПАНФИЛОВ

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ

М.Л. ХЕЙФЕЦ

**Редакция:**

Л.Т. МАРТЫНЕНКО

С.В. СИДОРОВА

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, 269-66-00, 268-40-77.  
Факс: (499) 269-48-97.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Береговский В.В., Щуренкова С.А., Марахтанов М.К., Духопельников Д.В.** Объемное содержание и дисперсный состав капельной фазы в покрытиях, полученных вакуумно-дуговым методом на установке Platiit π-80 ..... 3
- Кропоткина Е.Ю.** Аналитическое моделирование изгиба вала при асимметричном упрочнении ..... 6
- Ловшенко Ф.Г., Ловшенко Г.Ф.** Получение, структура и свойства механически легированных наноструктурных никелевых материалов ..... 10
- Хлуденьков В.Н., Шоркин В.С.** Влияние геометрической формы неровности поверхности детали на прочность сцепления покрытия с основой ..... 17
- Гасанов Ш.Г.** Зарождение трещины на границе раздела покрытия и упругого основания ..... 20



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Виноградов В.М., Черепяхин А.А.** Холодное калибрование зубьев цилиндрических колес с предварительной стабилизацией припуска под обработку ..... 25



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев А.Д., Быценко О.А., Теряев Д.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И.** Структурные изменения в поверхностных слоях деталей из титановых сплавов ВТ6 и ВТ9 при облучении импульсными электронными пучками ..... 29



### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Верхотуров А.Д., Гордиенко П.С., Коневцов Л.А., Панин Е.С.** Исследование микро-, макроструктуры, фазового и химического состава поверхностного слоя твердого сплава ВК8 после электроискрового легирования металлами ..... 32
- Коротаев Д.Н., Иванова Е.В.** Оптимизация режимов упрочнения и эксплуатации стальных поверхностей трения после электроискрового легирования ..... 39



### КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

- Сорокин В.М., Танчук С.С., Суслик М.Е., Берглезов В.В., Тудакова Н.М.** Контроль остаточных напряжений при режуще-деформирующем протягивании отверстий ..... 43
- Семенов Э.И., Ломанов А.Н., Гусаров А.В., Лымарев Г.И., Щербаков А.В.** Обеспечение заданной толщины покрытий при газоплазменном нанесении на детали ГТД ..... 46
- Губанов В.Ф.** Комплексное обеспечение профиля шероховатости и микро-твердости поверхности при алмазном выглаживании ..... 49



### ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Указатель** статей, опубликованных в журнале в 2008 г. .... 53

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 1 (49)  
January  
2009

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

Dr of Phys. Math. Sci.,  
The honoured worker  
of a science of the RF  
V.N. NEVOLIN

**Chair of Editorial Council**

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

**Editorial Assistants:**

I.N. ZHESTKOVA  
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  
S.N. GRIGORIEV  
V.Yu. ZAMYATIN  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
V.A. LASHKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
F.I. PANTELEENKO  
Yu.V. PANFILOV  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
V.A. SHULOV  
G.A. SUHOICHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

L.T. MARTYNENKO  
S.V. SIDOROVA  
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, 269-66-00,  
268-40-77. Fax: (499) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry  
Tele- and Broadcasting of Mass  
Communications Media. The certificate  
of registration ПИ № 77-17733,  
March 9, 2004

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Beregovsky V.V., Marakhtanov M.K., Dukhopelnikov D.V., Shchurenkova S.A.**  
Volume fraction and disperse composition of a droplet phase in coatings, produced  
by vacuum arc method using Platit p-80 unit . . . . . 3
- Kropotkina E.Y.** Analytical modeling of shaft bend under the influence of asymmet-  
rical strengthening . . . . . 6
- Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** Mechanical alloyed nanostructure nickel  
materials manufacture, structure and properties . . . . . 10
- Khлudенkov V.N., Shorkin V.S.** About connection of imperfection geometrical form  
and adhesion on contact surface of part and coating . . . . . 17
- Hasanov Sh. H.** Nucleation of crack on border section of the covering  
and the elastic basis . . . . . 20



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Vinogradov V.M., Cherepahin A.A.** The cold calibration of the teeth of spur  
gear with stabilization of the allowance for machining . . . . . 25



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Shulov V.A., Paikin A.G., Teryaev A.D., Bytsenko O.A., Teryaev D.A., Byt-  
senko O.A., Engelko V.I., Tkachenko K.I.** Structural changes into surface layers  
of parts from titanium alloys irradiated with pulsed electron beams . . . . . 29



### HEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Verkhoturov A.D., Gordienko P.S., Konevtsov L.A., Panin E.S.** Research  
of change micro-macrostructures, phase and a chemical compound of a surface  
layer of hard alloy BK8 after electric-spark alloying . . . . . 32
- Korotaev D.N., Ivanova E.V.** Optimization of modes of hardening and operation  
of steel surfaces of friction after electro-spark modifying . . . . . 39



### QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

- Sorokin V.M., Tanchuk St.S., Souslik M.E., Berglezov V.V., Toudakova N.M.**  
Residual Stresses Control Under Cutting-and-Straing Circular Broaching . . . . . 43
- Semenov E.I., Lomanov A.N., Gusakov A.V., Lymarev G.I., Sherbakov A.V.**  
GTD parts gaz-plazma deposition thickness layer control . . . . . 46
- Gubanov V.F.** Complex maintenance of a roughness and microhardness  
of a surface at diamond burnishing . . . . . 49



### INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

- The index** of the articles published in 2008 . . . . . 53

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian  
Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses



В.В. Береговский, С.А. Щуренкова (ОАО НПО "ЦНИИТМАШ"),  
М.К. Марахтанов, Д.В. Духопельников (МГТУ им. Н.Э. Баумана)

## Объемное содержание и дисперсный состав капельной фазы в покрытиях, полученных вакуумно-дуговым методом на установке Platit $\pi$ -80

*Определены объемная доля капель, их форма и размеры в покрытиях TiN, полученных вакуумно-дуговым методом на установке Platit  $\pi$ -80. Исследовано распределение капель по размерам. Установлено, что объемное содержание капель в покрытии составляет 9 %, а форма капель близка к сферической. Размер капель в покрытии в основном не превышает 3 мкм, однако встречаются крупные расплюснутые капли диаметром до 7,7 мкм. Большинство капель (около 55 %) имеют диаметр 0,5...1 мкм.*

**Ключевые слова:** *капельная фаза, вакуумно-дуговой разряд, покрытия, распределение капель по размерам.*

*This research determines volume fraction, form and proportion of the macrodroplets in the TiN coatings, produced by vacuum arc method on the vacuum coating equipment Platit  $\pi$ -80. Size distribution had been researched. Volume fraction of the macrodroplets in the coating has been found to be 9 % and the form of macrodroplets is close to spherical. Size of droplets in coatings is generally no more than the 3  $\mu\text{m}$ , but there are large flattened macrodroplets of the size up to 7,7  $\mu\text{m}$  in the coating. Majority of macrodroplets (about 55 %) is 0,5...1  $\mu\text{m}$  of diameter.*

**Keywords:** *droplet phase, vacuum arc discharge, coatings, size distribution of macrodroplets.*

### Введение

Метод вакуумно-дугового испарения применяют в промышленности более 30 лет [1, 2]. Этот метод обеспечивает высокие (до 0,5 мкм/мин) скорости роста покрытия, низкую энергоемкость (менее 50 эВ/атом) и хорошую воспроизводимость свойств покрытий. Основным недостатком этого метода является наличие капель (капельной фазы) в продуктах эрозии катода [3]. Капли в покрытиях приводят к снижению защитных, триботехнических, оптических и других свойств покрытий.

Поверхностные дефекты снижают защитные свойства коррозионно-стойкого покрытия. При его толщине, сравнимой с размером капель (0,5...3 мкм), в местах дефектов покрытия образуются сквозные поры, через которые происходит контакт материала основы с агрессивной средой и образуются очаги коррозии.

Наличие капель в покрытиях, применяемых в узлах трения, приводит к увеличению коэффициента трения вследствие повышения шероховатости поверхности, возможно также увеличение коэффициента износа.

На поверхностных дефектах рассеивается свет, что приводит к росту диффузного отражения и портит

внешний вид покрытия. Вакуумно-дуговое титановое покрытие при толщине более 10 мкм приобретает "молочный" матовый цвет.

Изучению характеристик капельной фазы посвящено значительное количество работ. В работе [4] установлено, что размеры капель составляют от 0,1 до 100 мкм и в основном имеют размеры от 0,1 до 10 мкм. Для дуги с титановым катодом установлено, что большая часть капель имеет диаметр 5...10 мкм, капли размером менее 2 мкм составляют 5...6 % от общего количества [5]. Относительное содержание капель титана в покрытии TiN составляет от 4,2 до 38 % при давлениях азота от 10 до  $10^{-3}$  Па и угловых координатах 90 и 20° соответственно [6]. Приведенные данные имеют значительный разброс.

Характеристики капельной фазы в покрытиях являются крайне важными для технологов. Однако в настоящий момент отсутствуют систематизированные данные о размерах и содержании капельной фазы в покрытиях, полученных на различных промышленных и экспериментальных установках.

Цель данной работы – определение в покрытии TiN, полученном вакуумно-дуговым методом на установке Platit  $\pi$ -80, параметров капельной фазы: объемной доли капель, их формы и размеров, а также распределения капель по размерам.



### Экспериментальные исследования

Эксперименты проводили на установке Platit π-80, предназначенной для ионного осаждения покрытий методом дугового испарения, нанесения упрочняющих, износостойких, коррозионно-стойких, триботехнических, нанокомпозитных и многослойных покрытий на детали машин и режущий инструмент методом дугового разряда. В состав установки входят два вращающихся цилиндрических водоохлаждаемых катода, которые в зависимости от требований к составу покрытий могут быть изготовлены из различных металлов и сплавов (Ti, Al, AlSi). Магнитное поле создается постоянными магнитами и электромагнитными катушками. Управление движением катодного пятна производится путем вертикального перемещения магнитного поля по катоду и вращением самого катода. Подробная схема установки и принцип работы приведены в работах [7, 8], схема нанесения покрытия на образцы – на рис. 1.

Покрытия из TiN осаждали на полированные образцы размером 15×15×2 мм, изготовленные из коррозионно-стойкой стали SS304 (08X18H10). Давление азота при напылении составляло  $2 \times 10^{-1}$  Па, ток разряда – 120 А, напряжение – 20,5 В. Для изучения морфологии поверхности покрытий использовали электронный микроскоп JEOL JSM6060A (Япония), толщину покрытия определяли методом "ступеньки" с помощью профилометра "Модель 70622" тип 2 завода "Калибр".

На рис. 2 приведены микрофотографии поверхности образцов при увеличении, кратном 800 и 3000.

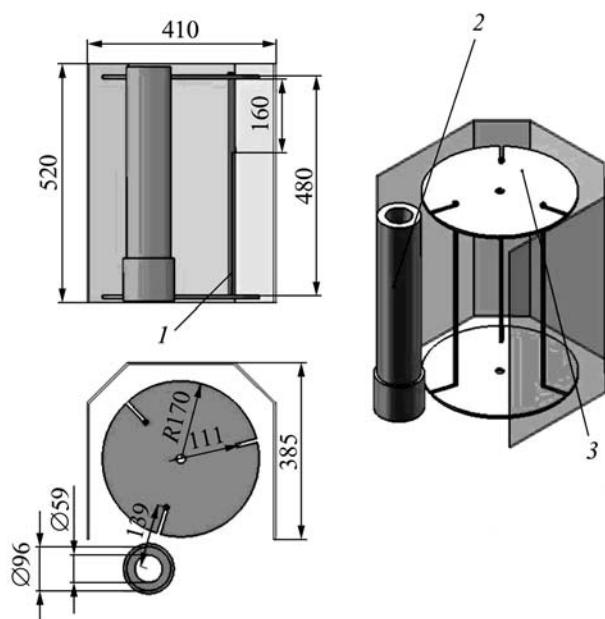
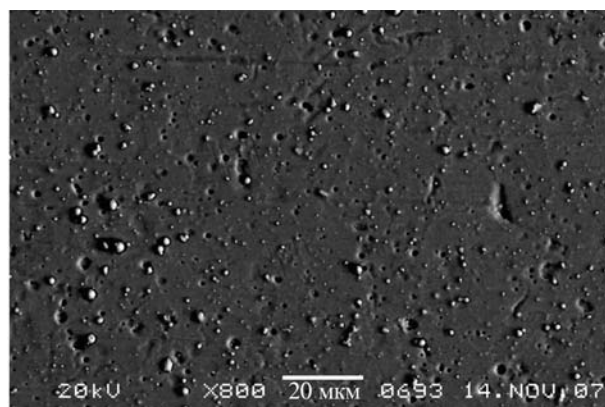
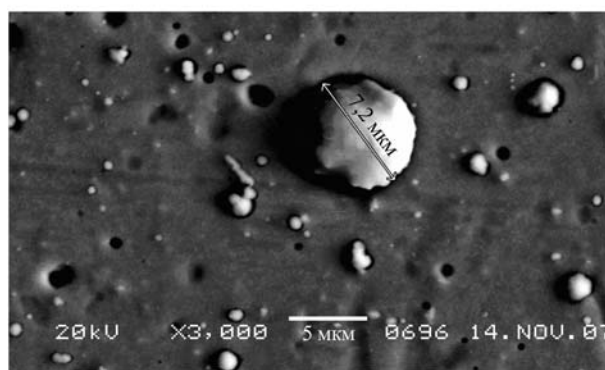


Рис. 1. Схема нанесения покрытия на установке Platit π-80



а)



б)

Рис. 2. Микрофотография поверхности образца при увеличении:

а – ×800; б – ×3000

Видно, что покрытие в основном содержит мелкие капли и кратеры. Большая часть капель имеет форму, близкую к сферической, что свидетельствует о том, что капли успевают остыть за время полета до поверх-

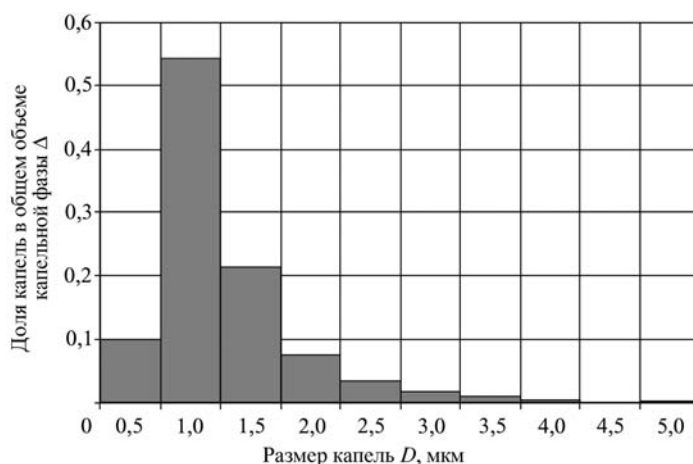


Рис. 3. Зависимость доли каплей в общем объеме капельной фазы Δ от диаметра капли D

ности образца. Однако присутствуют и более крупные, расплюснутые капли (см. рис. 2, б), их содержание незначительно.

### Определение параметров капельной фазы

Для расчета приняли следующую модель: капли и кратеры представлены в виде сфер, объем которых определяли по диаметру правильных окружностей, описанных вокруг капли или кратера. Образование кратеров вызвано выпавшими из покрытия остывшими каплями, поэтому при расчете капельной фазы их также учитывали. В дальнейшем оба этих дефекта в рамках данной работы представлены капельной фазой.

Область исследования капель ограничивали прямоугольником, а капли, расположенные внутри прямоугольника, выделяли правильными окружностями. Затем производили подсчет капель с различными диаметрами и получили распределение капель по диаметрам правильных окружностей (рис. 3). Видно, что размер капель в исследуемом покрытии в основном не превышает 3 мкм, при этом большая часть капель (около 55 %) имеет диаметр 0,5...1 мкм.

При подсчете объемной доли капель в покрытии, толщина которого превосходит размеры капель, необходимо учитывать объем капель в толщине покрытия. В этом случае аналогично работе [5] использовали следующее приближение: количество капель в покрытии равно сумме их диаметров  $D_i$ , распределенных по толщине покрытия  $\delta$ , а также учитывали объем всех капель на поверхности покрытия.

Относительное содержание капель в покрытии

$$\Delta = \sum_i \left[ \frac{\delta}{D_i} \frac{4\pi}{3} \left( \frac{D_i}{2} \right)^3 + \frac{4\pi}{3} \left( \frac{D_i}{2} \right)^3 \right] / \delta S,$$

где  $S$  – площадь рассматриваемой поверхности покрытия.

Это приближение проверяли экспериментально на установке УВНИПА-1-002 (ЦНИИТМАШ) для нанесения износостойких, упрочняющих и декоративных покрытий методом вакуумно-дугового напыления. На образцы, аналогичные приведенным выше, при одинаковых физических условиях (давлении, токе, напряжении) наносили покрытие из Ti толщиной 0,3 и 3 мкм. Толщину покрытия измеряли на профилемере методом "ступеньки", образцы исследовали под электронным микроскопом. Получили таблицу диаметров капельной фазы покрытия и распределение капель по диаметрам. Минимальный диаметр капель, обнаруженных в покрытии толщиной 0,3 мкм, составил 0,16 мкм. Относительное содержание капель, диаметр которых меньше 0,3 мкм, составило 0,31 % общего числа капель, поэтому при расчете объема капель не учитывали капли такого размера по толщине покры-

тия. Относительный суммарный объем капель в покрытии толщиной 0,3 мкм составил 22 % общего числа капель. Для покрытия толщиной 3 мкм относительный объем капель с учетом капель в толщине покрытия, рассчитанный по уравнению, составил 24 % общего числа капель. Таким образом, принятое приближение имеет погрешность 9 % и может быть использовано для учета капель в толщине покрытия.

### Выводы

1. Покрытия из нитрида титана, полученные на установке Platit π-80, содержат мелкие капли и кратеры (менее 1 мкм) в основном сферической формы. Отмечается присутствие (менее 1 %) и более крупных, расплюснутых капель размером около 7,7 мкм. Размер капель в покрытии в основном не превышает 3 мкм, при этом большая часть капель (около 55 %) имеет диаметр 0,5...1 мкм. Объемное содержание капель по толщине покрытия составляет 9 %.

2. Полученные данные по дисперсному составу капельной фазы можно использовать для расчета толщины коррозионно-стойких покрытий и прогнозирования шероховатости и оптических характеристик (коэффициент зеркального и диффузного отражения) покрытий, полученных на установке Platit π-80.

3. Разработанная методика определения параметров капельной фазы в покрытиях может быть применена для проведения сравнительного анализа качества покрытий, получаемых на различных промышленных вакуумно-дуговых установках, оптимизации технологических процессов и конструкций дуговых испарителей.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дороднов А.М. Некоторые применения плазменных ускорителей в технологии. В сб.: Физика и применение плазменных ускорителей. М.: Наука и техника, 1974. С. 330–365.
2. Вакуумные сильноточные плазменные устройства и их применение в технологическом оборудовании микроэлектроники. Ч. I, Ч. II // И.Г. Блинов, А.М. Дороднов, В.Е. Минайчев и др. М.: ЦНИИ "Электроника", 1974.
3. Саксаганский Г.Л. Электрофизические вакуумные насосы. М.: Энергоатомиздат, 1988. 280 с.
4. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия. / А.А. Андреев, Л.П. Саблев, В.М. Шулаев, С.Н. Григорьев // Харьков: ННЦ "ХФТИ", 2005. 236 с.
5. Хороших В.М. Капельная фаза эрозии катода стационарной вакуумной дуги // Физическая инженерия поверхности. 2004. Т. 2. № 4. С. 200–213.
6. Аксенов А.И. Вакуумная дуга в эрозионных источниках плазмы. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2005. 212 с.
7. Сайт фирмы PLATIT: [http://www.platit.com]. 07.06.2008.
8. Локтев Д.А. Наноструктурные покрытия высокопроизводительного инструмента // Стружка. 2004. № 4(7). С. 12–17.

**Аналитическое моделирование изгиба вала при асимметричном упрочнении**

*Разработана аналитическая модель расчета величины и формы изгиба нежестких валов, возникающего при асимметричном упрочнении обкатыванием или выглаживанием, в зависимости от технологических факторов. Результаты экспериментальной проверки предлагаемой модели показали удовлетворительное совпадение данных и подтвердили эффективность применения асимметричного упрочнения для получения или исправления изгиба.*

**Ключевые слова:** форма изгиба нежестких валов, асимметричное упрочнение, аналитическая модель.

*There is an analytical model to calculate the size and shape of shaft bends made under the influence of asymmetrical strengthening by rolling or pressing, according to technological factors. The analytical model has been experimentally tested. The results of the experiments have been satisfactory and showed good effectiveness of using methods of asymmetrical strengthening for modeling or correcting bends.*

**Keywords:** shape of shaft bends, asymmetrical strengthening, analytical model.

Известно, что основной погрешностью при изготовлении и эксплуатации нежестких валов являются отклонения их продольной формы в виде плоского или пространственного изгиба. Неточность формы вала влияет на точность и качество работы изделий в целом, надежность и производительность выпускаемых машин и приборов.

Управление величиной изгиба нежесткого вала на чистовых этапах обработки или в ремонтных целях возможно методами *поверхностного пластического деформирования* (ППД) асимметричным обкатыванием или выглаживанием. Действительно, если в поверхностном слое нежесткой детали за счет пластической деформации создать несимметричную картину распределения остаточных напряжений, то появляется их неуравновешенность. Последующий переход такого напряженного состояния в равновесное сопровождается развитием значительных деформаций, возникает изгибающий момент и происходит деформация плоского или пространственного изгиба вала. При надлежащем распределении напряжений направленность действия изгибающего момента позволит получить необходимую деформацию. В результате может быть получен эффект, заключающийся в управлении величиной и формой изгиба вала. Причем в зависимости от требований могут быть решены две разные задачи: создание или исправление уже имеющегося изгиба. В последнем случае в результате распределения остаточных напряжений направленность действия изгибающего момента позволит получить деформацию, противоположную имеющейся, что обеспечит уменьшение изгиба и повышение точности вала.

Однако вопросы управления точностью формы нежестких валов асимметричным упрочнением в на-

стоящее время проработаны недостаточно полно. Не выявлены основные закономерности изгиба заготовок под действием остаточных напряжений, возникающих в процессе обработки, не разработана методика расчета этих напряжений при ППД в зависимости от требуемого уровня и закона распределения. Особенно сложным является решение вопроса устранения пространственного изгиба путем асимметричного упрочнения по периметру заготовки. Поэтому для практического применения этого эффекта необходимы теоретически обоснованные рекомендации по проектированию операций обкатывания или выглаживания с целью управления деформациями и качеством деталей путем асимметричного упрочнения.

Основными и неизменяемыми в дальнейшем параметрами обработки при проектировании операций асимметричного упрочнения являются конфигурация и размеры отдельных ступеней вала и физико-механические характеристики материала обрабатываемой детали (параметры упругости  $\mu$ ,  $E$ , кривая текучести  $\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i)$ , твердость материала).

Вал условно разделяют по ступеням разных диаметров и участкам, соответствующим местам перегибов его оси (рис. 1), измерения производят в направлении осевых и диаметральных размеров.

Определяют схему обработки, закон и диапазон изменения силы давления инструмента при обкатывании (выглаживании), рассчитывают силы обкатывания инструмента. При обкатывании с силой, изменяющейся по закону эксцентриситета, можно использовать формулу [1]

$$P_i = k(e_{\varphi_i} \cos \varphi + \sqrt{R_i^2 - e_{\varphi_i}^2 \sin^2 \varphi} - R_i - e_{\varphi_i}) + P_{\max_i},$$

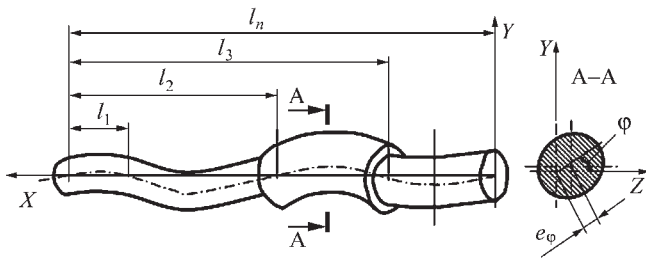


Рис. 1. Расчетная схема вала с пространственным изгибом

где  $k$  – жесткость пружины обкатного устройства;  $e_{\phi_i}$  – эксцентриситет (см. рис. 1) смещения центров промежуточных поперечных сечений вала относительно оси центров станка при обкатывании;  $R_i$  – радиус  $i$ -й ступени ступенчатого вала.

Далее, согласно работе [1], определяют глубину внедрения инструмента, размеры пятна контакта инструмента и заготовки, вычисляют обобщенную деформацию  $\epsilon_i$  и обобщенное напряжение  $\sigma_i$ . Если деформация находится в пределах упругого деформирования, то остаточные напряжения не возникают, а обобщенное напряжение  $\sigma_i = 3G\epsilon_i$ . В противном случае обобщенное напряжение определяют по экспериментальной зависимости  $\sigma_i = \Phi(\epsilon_i)$  [2], построенной по результатам испытаний на растяжение деформируемого материала. Сопоставляют значения подачи  $S$  при обкатывании и ширины полуоси пятна контакта инструмента и заготовки  $b$  в направлении подачи [3]:

$$k_s = \frac{2b}{S}.$$

Параметр  $k_s$  определяет кратность приложения нагрузки. Если деформация неоднократная, определяют значение новой обобщенной деформации  $\sigma_i$ . По экспериментальной зависимости определяют  $\sigma_i = \Phi(\epsilon_i)$ . Затем вновь решают контактную задачу, рассчитывают уточненную ширину пятна контакта, полученную после повторного деформирования и сравнивают с подачей  $S$ . Определяют параметр  $k_s$ , и если цикл нагружения повторяется, то вновь производят расчет  $\sigma_i$   $k_s$  раз.

Затем по методике, изложенной в работе [1], рассчитывают максимальное давление инструмента  $q_{\max}$ . Глубину упрочненного слоя определяют по формуле

$$t = \frac{1}{1 + 0,07 \left( \frac{1}{R_d} + \frac{1}{R_p} + \frac{1}{R_n} \right)} \sqrt{\frac{P_\phi}{2\sigma_T}},$$

где  $R_d$  – радиус детали;  $R_p$  – радиус обкатывающего ролика;  $R_n$  – радиус профиля ролика;  $P_\phi$  – сила обкатывания в рассматриваемой точке.

Основной причиной, вызывающей изгиб вала после асимметричного упрочнения, являются остаточные напряжения. Их расчет производят с использованием известной в теории пластичности теоремы о разгрузке. Согласно теореме, остаточные напряжения  $\sigma_x^o$  равны разности между истинными напряжениями  $\sigma_x^p$ , формирующимися в упругопластическом теле при его нагружении, и некоторыми условными напряжениями  $\sigma_x^e$ , которые возникали бы в нем при идеальной упругости материала:

$$\sigma_x^o = \sigma_x^p - \sigma_x^e.$$

Полные напряжения  $\sigma_x^p$  упругопластической нагрузки вычисляют с помощью метода переменных параметров упругости. Расчет остаточных напряжений производят по всем сечениям ступеней детали и участкам перегиба оси для всех точек по периметру поперечных сечений и глубины упрочненного слоя  $t$ .

Действие осевых остаточных напряжений как внутренних силовых факторов эквивалентно действию двух внешних моментов, приложенных на концах  $i$ -й ступени (участка). Тогда действие остаточных напряжений, вызванных неравномерным упрочнением всех ступеней и участков вала, может быть представлено как действие системы сосредоточенных изгибающих моментов [1]:

$$M_i = 2 \int_0^{\pi} \int_{D/2-t_i(\phi)}^{D_i/2} \sigma_x(\rho, \phi) \rho^2 \cos \phi d\rho d\phi.$$

При получении пространственных изгибов составляют эпюры моментов для продольных сечений вала, равномерно повернутых относительно друг друга под углом не больше  $90^\circ$ , т.е. рассматривают не менее двух продольных сечений.

В зависимости от цели обработки (получение плоского или пространственного изгиба) производят расчет изгиба.

Если целью обработки является получение или исправление плоского изгиба, то рассчитывают изгибы  $f$  с помощью метода начальных параметров для каждого из выбранных поперечных и продольных сечений детали с абсциссой  $X$  расположенного на  $i$ -й ступени вала,  $j$ -го участка с фазой  $\phi$  по формуле

$$f_k = -\sum_{i=1}^n \frac{M_i(L-l_{i-1})^2}{2I_iLE} x + \sum_{i=1}^{n-1} \frac{M_i(L-l_i)^2}{2I_iLE} x + \sum_{i=1}^k \frac{M_i(x-l_{i-1})^2}{2I_iE} - \sum_{i=1}^{k-1} \frac{M_i(x-l_i)^2}{2I_iE}.$$

Если целью обработки является получение или исправление сложного (пространственного) изгиба определенной величины и конфигурации, то задают величины эксцентриситетов смещения центров наруж-



ных торцов  $e_1$  и  $e_2$  детали при закреплении. Производят необходимые расчеты с целью определения расположения центров вращения детали в каждом промежуточном сечении:

$$e_{\varphi_i} = \frac{e_1 \cos \alpha \sin \tau \sin \theta - e_1 \cos \tau \cos \theta - x_3 \cos \alpha \sin \alpha \sin \theta \pm \sqrt{K}}{\cos^2 \theta + \cos^2 \alpha \sin^2 \theta} - R_{d_i},$$

где  $x_3 = l_i + L_0$ ;  $\theta = -\frac{2\pi l_i}{S}$

( $L_0$  – расстояние от начала координат (торца детали) до сечения, на котором начинается контакт инструмента и детали по оси  $Z$ );

$$K = (e_1 \cos \tau \cos \theta - e_1 \cos \alpha \sin \tau \sin \theta + x_3 \cos \alpha \sin \alpha \sin \theta)^2 - (\cos^2 \theta + \cos^2 \alpha \sin^2 \theta) \times (e_1^2 - 2e_1 x_3 \sin \alpha \sin \tau + x_3^2 \sin^2 \alpha - R^2);$$

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{\sqrt{e_1^2 + e_2^2 - 2e_1 e_2 \cos \varphi}}{L};$$

$$\tau = 90^\circ - \arcsin \left( \frac{e_2 \sin \varphi}{\sqrt{e_1^2 + e_2^2 - 2e_1 e_2 \cos \varphi}} \right).$$

Для каждой координаты длины вала  $l_i$  рассчитывают все текущие радиусы  $\rho_i$  в каждом сечении  $x_3$  детали. Определяют максимальные радиусы  $\rho_{i_{\max}}$  и соответствующие им углы  $\theta$ . Для получения упругой линии пространственного изгиба  $f$  расчет осуществляют не менее чем в двух продольных плоскостях. Расчеты изгибов проводят методом итераций до того момента, пока получают значения изгибов, компенсирующих погрешности детали в пределах допуска.

Обкатывание для исправления погрешностей вала необходимо проводить по уточненным режимам с помощью адаптивной системы. Причем при исправлении имеющегося изгиба обкатывание проводят с рассчитанной максимальной силой давления ролика с вогнутой стороны вала. При обкатывании для получения изгиба максимальное давление ролика прикладывается к стороне, которая после обработки должна быть выпуклой.

С целью проверки эффективности предложенного способа преднамеренного искажения формы нежестких валов асимметричным упрочнением и аналитической модели расчета изгибов в зависимости от неравномерной эпюры остаточных напряжений проводили экспериментальные исследования. Обкатываемые образцы были изготовлены из стали 38ХНЗМФА (370 НВ). Размеры образцов (диаметр  $d = 24 \dots 30$  мм, длина  $l = 300 \dots 390$  мм) подбирали с учетом необходимой жесткости (чтобы соблюдалось условие  $l:d \geq 10:1$ ).

Обкатывание производили роликом радиусом  $R_p = 6,0$  мм, с радиусом профиля  $R_n = 13,6$  мм. Подача  $S = 0,195$  мм/об, минимальная сила  $P_{\min} = 600$  Н, максимальную силу  $P_{\max}$  при асимметричном упрочнении обкатыванием варьировали от 1000 до 3000 Н (см. таблицу). Значения давления инструмента рассчитывали по приведенной методике.

При проведении экспериментов контролировали величины эксцентриситета (биения) обрабатываемых образцов и стрелы изгиба обработанных валов.

Обрабатываемые валы, применяемые на первом этапе исследований, до обкатывания могли иметь исходный изгиб  $f^i$ . Для определения истинного изгиба, полученного под действием неравномерного упрочнения, применяли специальную методику измерения и обработки результатов измерений.

На первом этапе биение образца измеряли в трех сечениях детали до и после обкатывания (рис. 2). Результаты измерений использовали для расчета исходного изгиба образца и изгиба, обусловленного процессом обкатывания.

На рис. 2 приведена схема изгиба цилиндрического образца под действием остаточных напряжений, сформированных в результате обкатывания с циклически изменяющейся силой.

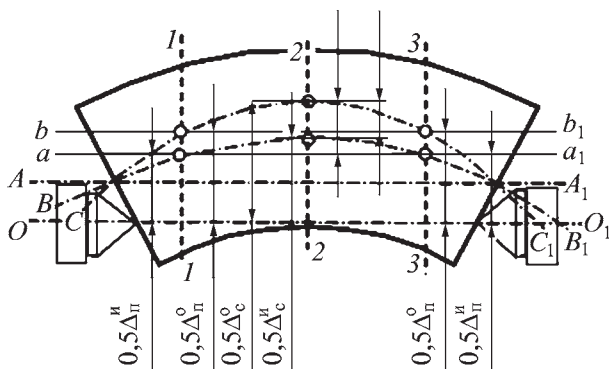
Пусть  $\Delta_l^u; \Delta_c^u; \Delta_n^u$  – биения цилиндрической поверхности образца в сечениях 1–1; 2–2 и 3–3,  $\Delta_l^o; \Delta_c^o; \Delta_n^o$  – биения образца в указанных сечениях, измеренные после обкатывания.

Обозначим  $f^o$  и  $f^u$  – изгиб образца в средней его части (сечение 2–2) до обкатывания и после обкатывания.

Результаты исследования изгиба в зависимости от максимального давления  $q_{\max}$

$q_{\max}$ , МПа	Режимы обкатывания		Биение до обкатывания, мм			Биения после обкатывания, мм			Изгиб $f$ , мм		
	$n$ , об/мин	$P_{\max}$ , Н	$\Delta_{пр}$	$\Delta_c$	$\Delta_l$	$\Delta_{пр}$	$\Delta_c$	$\Delta_l$	Эксперимент	Скорректированный	Расчет
4432	630	1000	0,67	0,77	0,65	0,77	0,91	0,69	0,030	0,030	0,020
4715	630	1400	1,16	1,29	1,2	1,345	1,565	1,305	0,065	0,0625	0,047
5043	40	2000	2,045	1,845	2,055	2,305	2,24	2,27	0,125	0,078	0,080
5440	40	3000	3,42	3,28	3,27	3,82	4,16	3,89	0,190	0,185	0,136





**Рис. 2.** Схема измерения биений изогнутого вала:  $OO_1$  – ось вращения образца;  $AA_1$  – ось прямолинейного образца;  $BB_1$  – ось изогнутого образца до обкатывания;  $CC_1$  – ось образца после обкатывания

вания соответственно. Допустим, что значение исходного изгиба  $f^и$  образца отлично от нуля и изгиб направлен в сторону наибольшего отклонения образца, как показано на рис. 2. Изгиб  $f$ , обусловленный процессом обкатывания, составляет  $f = f^о - f^и$ .

$$\text{Согласно рис. 2, } f^и = \frac{\Delta_c^и}{2} - \left( \frac{\Delta_l^и}{2} + \frac{\Delta_n^и}{2} \right) / 2.$$

$$\text{Аналогично } f^о = \frac{\Delta_c^о}{2} - \left( \frac{\Delta_l^о}{2} + \frac{\Delta_n^о}{2} \right) / 2.$$

Подставляя полученные значения для  $f^о$  и  $f^и$  в выражение для изгиба  $f$ , получим

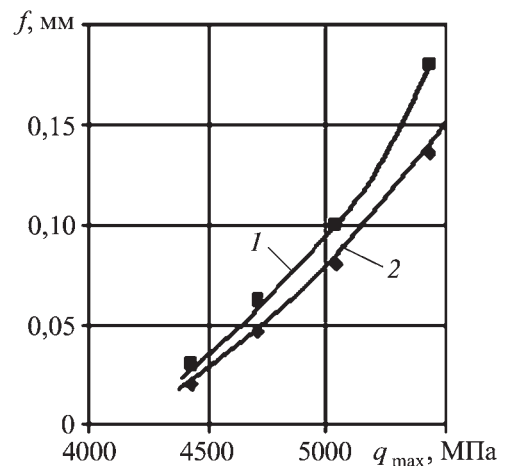
$$f = \frac{1}{2} \left[ (\Delta_c^о - \Delta_c^и) - \frac{1}{2} (\Delta_l^о - \Delta_l^и + \Delta_n^о - \Delta_n^и) \right].$$

Полученная зависимость для расчета изгиба, вызванного асимметричным обкатыванием, справедлива также для случая, когда исходный изгиб образца направлен в противоположную от наибольшего отклонения образца сторону (см. рис. 2).

Измерение изгиба образца, обусловленного только процессом обкатывания, проводили в следующей последовательности:

1. Образец устанавливали в центрах, при этом плоскость исходного изгиба образца должна совпадать с плоскостью биения образца;
2. Производили разметку на образце сечений 1–1; 2–2; 3–3 для выполнения измерений биения;
3. Измеряли величины  $\Delta_l^и$ ;  $\Delta_c^и$ ;  $\Delta_n^и$  биения образца в сечениях 1–1; 2–2; 3–3 перед обкатыванием;
4. Измеряли величины  $\Delta_l^о$ ;  $\Delta_c^о$ ;  $\Delta_n^о$  биения образца в сечениях 1–1; 2–2; 3–3 после обкатывания;
5. Вычисляли значения изгиба  $f$  образца, обусловленного процессом обкатывания.

Полученные результаты приведены в таблице и на рис. 3.



**Рис. 3.** Зависимость изгиба  $f$  от максимального давления  $q_{max}$  ( $P_{min} = 600$  Н):  
1 – экспериментальные значения изгиба; 2 – расчетные

Эксперименты показали эффективность применения асимметричного упрочнения для получения или исправления изгиба и подтвердили возможность прогнозирования величины деформации и типа получаемой кривой изгиба (пространственной и плоской). Сопоставление экспериментальных и расчетных значений изгиба при обкатывании (см. рис. 3) показало удовлетворительное совпадение результатов. Установлено, что при увеличении давления инструмента в области приложения максимальной силы обкатывания при постоянном давлении в области минимальной силы значение изгиба возрастает.

### Выводы

1. Разработанная аналитическая модель позволяет прогнозировать величину и форму изгиба нежестких ступенчатых полых и сплошных валов, возникающего при асимметричном деформировании, в зависимости от способа приложения и силы обкатывания или выглаживания и других технологических факторов.
2. Асимметричное упрочнение позволяет получить или исправить имеющийся изгиб и обеспечивает повышение точности вала.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зайдес С.А., Кропоткина Е.Ю., Лебедев А.Р. Моделирование процессов поверхностного пластического моделирования / под ред. С.А. Зайдеса. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2004. 309 с.
2. Кроха В.А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации. М.: Машиностроение, 1980. 158 с.
3. Кропоткина Е.Ю., Евсин Е.А. Аналитическое исследование влияния кратности приложения нагрузки при обкатывании (выглаживании) на интенсивность деформации и остаточные напряжения // Инструмент и технологии. 2001. № 5–6. С. 30–34.

## Получение, структура и свойства механически легированных наноструктурных никелевых материалов

*Показана перспективность применения технологии реакционного механического легирования для получения жаропрочных наноструктурных дисперсно-упрочненных материалов на основе никеля. Исследованы фазовые и структурные превращения в материалах и их свойства на всех этапах получения полуфабрикатов.*

**Ключевые слова:** реакционное механическое легирование, никелевые материалы, дисперсное упрочнение, состав, структура, свойства.

*The prospect to apply the reaction mechanical alloying technology to manufacture heat-resistant nanostructure dispersion-strengthened materials based on nickel have been disclosed in paper; phase and structural transformations taking place within the materials at all the stages of semi-finished goods manufacture have been studied; their properties have been researched.*

**Keywords:** reaction mechanical alloying, nickel materials, dispersion strengthening, composition, structure, properties.

### Введение

Надежность, долговечность и КПД энергетических установок различного назначения в значительной мере обуславливают свойства применяемых материалов, и в частности жаропрочность. Для производства нагруженных деталей в основном применяют никелевые сплавы, которые делятся на дисперсионно-твердеющие и дисперсно-упрочненные. К первым относятся классические литые сплавы типа ХН77ТЮ и ХН70ВМТЮ. После термической обработки, заключающейся в закалке и старении, они по комплексу механических свойств превосходят другие сплавы в интервале температур 600...800 °С [1]. При температурах выше 800 °С когерентная связь между  $\gamma$ -фазой (основой) и  $\gamma'$ -фазой (упрочняющей) нарушается. Это приводит к интенсивному росту включений  $\gamma'$ -фазы, вызывающему резкое разупрочнение материалов, что и определяет температурный предел применения дисперсионно-твердеющих сплавов [1].

В интервале температур 800...1100 °С повышение жаропрочности сплавов на основе никеля возможно при использовании эффекта дисперсного упрочнения. Наиболее известными материалами этого класса являются дисперсно-упрочненные никель (ВДУ-1, ВДУ-2, TD-никель и DS-никель), нихром (TD-нихром) и комплексно-легированный сплав IN-853 [2–4]. Фазами, вызывающими дисперсное упрочнение, служат оксиды ThO<sub>2</sub>, HfO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при содержании их до 3 %.

Технология изготовления данных материалов включает получение дисперсно-упрочненной порошковой композиции с последующей переработкой ее в полуфабрикаты методами порошковой металлургии: брикетированием, спеканием, горячим прессованием

(экструзией или прокаткой). Для повышения механических свойств полуфабрикаты в дальнейшем подвергают волочению, ротационной ковке, прокатке и др. Наиболее сложной и дорогостоящей операцией является получение порошковой дисперсно-упрочненной композиции химическими методами: химическим смешиванием, разложением смеси солей, водородным восстановлением из растворов, химическим осаждением из растворов [2]. Основными недостатками этих методов являются большая трудоемкость процесса, низкая чистота порошковой композиции, экологическая небезопасность, неуниверсальность.

Приведенных недостатков лишена технология, основанная на реакционном механическом легировании. Технология заключается в обработке в энергонапряженном механореакторе реакционноспособных порошковых композиций, в процессе которой протекают механически активируемые фазовые и структурные превращения, обеспечивающие формирование структуры основы нано- или субмикроструктурного типа с большой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных наноразмерными термодинамически стабильными упрочняющими фазами, с высоким значением модуля сдвига [5, 6].

Цель данной работы — определение закономерностей формирования фазового состава, структуры и свойств наноструктурных жаропрочных механически легированных никелевых материалов, а также оптимизация состава и температурной области их применения.

### Методика исследования

Технологический процесс получения механически легированных материалов включал следующие операции: подбор исходных компонентов, обработку

Фазовый состав композиций

Исходный состав, % мас.	Аналог	Фазовый состав, % мас.		
		равновесный	фактический	$T_{ad}, ^\circ\text{C}$
96,9 Ni + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	ВДУ-1 ВДУ-2	98,11 (98,23 Ni + 1,43 Mo) <sub>ss</sub> + + 1,89 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni(Mo) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	357
76,9 Ni + 20 Cr + 1 Al + + 2,1 MoO <sub>3</sub>	TD-нихром	95,89 (77,78 Ni + 18,75 Cr + 1,43 Mo) <sub>ss</sub> + + 1,89 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 2,22 Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Ni(Cr, Mo) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	361
74,9 Ni + 20 Cr + 2 Ti + + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	ХН77ТЮ	97,11 (77,13 Ni + 20,43 Cr + 1,43 Mo + + 1,24 Ti) <sub>ss</sub> + 1,89 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 1,00 TiC	Ni(Cr, Mo, Ti) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiC	369
65,9 Ni + 16 Cr + 2 Ti + 2 Al + + 5 Fe + 5 W + 2 Mo + 2,1 MoO <sub>3</sub>	ХН70ВМТЮ	97,11 (67,86 Ni + 16,48 Cr + 3,50 Mo + + 5,15 Fe + 5,15 W + 1,24 Ti) <sub>ss</sub> + + 1,89 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 1,00 TiC	Ni(Cr, Mo, W, Fe, Ti) + + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiC	406
97 Ni + 3 Al	–	99,57 (97,42 Ni + 2,78 Al) <sub>ss</sub> + 0,43 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni(Al) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	77
94 Ni + 6 Al	–	84,15 (95,82 Ni + 4,42 Al) <sub>ss</sub> + + 15,42 Ni <sub>3</sub> Al + 0,43 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni(Al) + Ni <sub>3</sub> Al + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	110

шихты в механореакторе на основе вибромельницы и получение механически легированной гранулированной композиции, термическую обработку композиции или брикетов, изготовление полуфабрикатов горячим прессованием.

В качестве исходных компонентов для получения сплавов применяли стандартные порошки никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722–79), алюминия ПА4 (ГОСТ 6058–73), железа ПЖ2М2 (ГОСТ 9849–74), технически чистые порошки хрома, титана, вольфрама, молибдена. Содержание легирующих элементов примерно соответствовало их содержанию у аналогов. Основа – никелевый порошок ПНК-ОТ2 в виде примесей, содержащий 0,2 % углерода и 0,2 % кислорода (связанным в оксиды никеля). В большинство композиций в качестве поставщика кислорода вводили технически чистый оксид молибдена (VI).

Механическое легирование осуществляли в энергонапряженном механореакторе-вибромельнице при оптимальных параметрах процесса обработки. Брикетты получали холодным двухсторонним прессованием механически легированной композиции в стальной пресс-форме, полуфабрикаты – методом горячего прессования (экструзией).

Для определения фазовых и структурных превращений применяли рентгено-структурный анализ, оптическую, сканирующую и просвечивающую электронную микроскопию. Исследования структуры, фазового состава и механических свойств проводили с использованием стандартных методик.

Принципиальным отличием разрабатываемых материалов от аналогов являлось то, что основной фазой, обеспечивающей дисперсное упрочнение, вме-

сто токсичных оксидов (ThO<sub>2</sub>, HfO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) служат оксиды Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, синтезируемые в результате механически и термически активируемых превращений. Составы шихты базовых композиций приведены в табл. 1.

Равновесный фазовый состав сплавов получали на основе термодинамических расчетов для адиабатических условий [7]. При этом учитывали наличие кислорода и углерода в никелевом порошке.

### Результаты исследования и их обсуждение

На всех стадиях процесса в той или иной мере в обрабатываемой композиции происходят фазовые и структурные превращения, получающие наибольшее развитие при реакционном механическом легировании.

Влияние продолжительности механического легирования на параметры тонкой структуры, приведенное для системы Ni – Al – MoO<sub>3</sub> (рис. 1), является типичным для всех разрабатываемых сплавов, что однозначно указывает на одинаковый механизм ее формирования. Развитие механически активируемых превращений во всех случаях вызывает диспергирование зерен и субзерен и формирование упрочняющих фаз в дисперсном виде, стабилизирующих высококоразвитую поверхность раздела между элементами структуры. Фрагментирование приводит к уменьшению размера кристаллитов до значений, не превышающих десятых долей микрометра. Во всех случаях микрофракционная картина, полученная для материала, подвергнутого механическому легированию, является кольцевой с дискретными рефlekсами

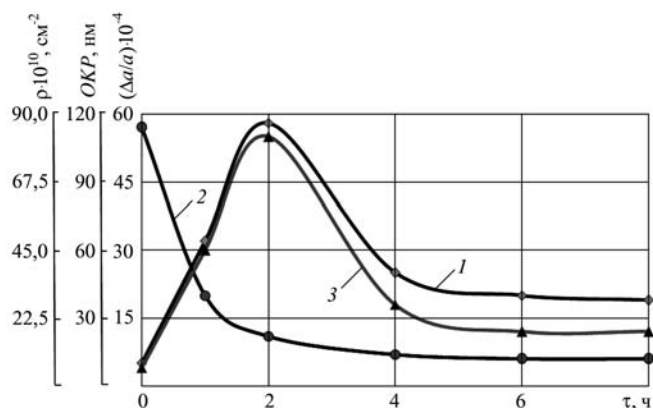


Рис. 1. Зависимость параметров тонкой структуры  $\rho$  (1), ОКР (2) и  $\Delta a/a$  (3) гранулированной композиции Ni+Al(6 %) + MoO<sub>3</sub>(16 %) от продолжительности механического легирования  $\tau$

(рис. 2, б), что свидетельствует о субмикроструктурном типе структуры основы [8]. В материалах независимо от их состава среднее число рефлексов, укладывающихся на одном кольце, более 25. Размер зерен, соответствующий такой микродифракции, не превышает 90 нм [8] и по данным электронно-микроскопических исследований структуры находится в пределах 50...100 нм (рис. 2). Величина области когерентного рассеяния (ОКР) составляет 20...40 нм.

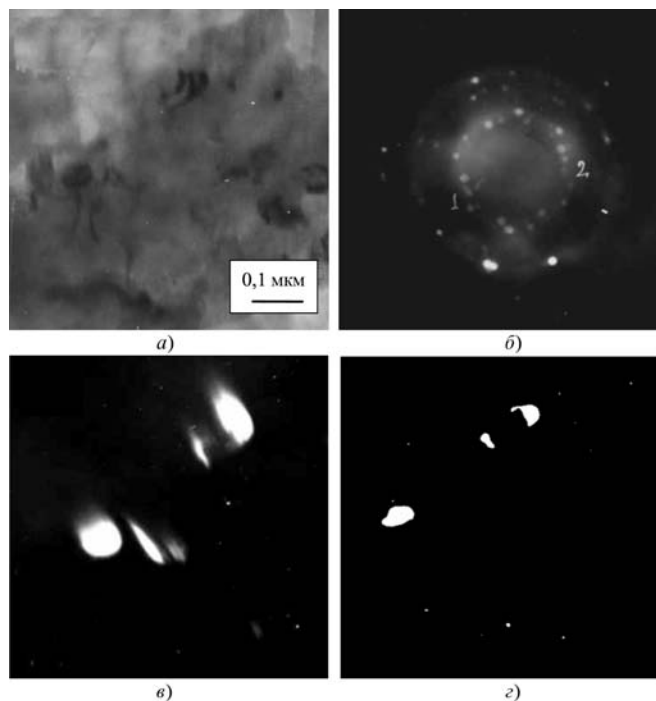


Рис. 2. Микроструктура гранулированной композиции Ni+Al(3 %) (ПЭМ): а – светлое поле; б – электронограмма; в, г – темное поле в рефлексах Ni и Al соответственно

Кинетика изменения параметров тонкой структуры материалов (см. рис. 1) позволяет сделать вывод, что измельчение зерен при механическом легировании происходит в результате протекания процесса динамической рекристаллизации [6].

На начальной стадии размола в частицах происходит увеличение дефектности кристаллического строения. В течение 1...2 ч обработки в механореакторе плотность дислокаций  $\rho$  повышается до значений не ниже  $10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Достигнув критической величины, они перестраиваются, образуя соответствующие субструктуры. При большой плотности дефектов возникают фрагментированные зерна [9]. С увеличением степени деформации размер фрагментов уменьшается, а угол разориентировки между ними возрастает. Границы между фрагментами становятся более уловимыми. Фрагментация приводит к измельчению кристаллитов до значений, не превышающих нескольких десятков нм. Плотность дислокаций при этом уменьшается. Субмикроструктурная структура с большой протяженностью поверхности раздела между компонентами способствует образованию центров кристаллизации новых фаз и ускоряет процесс их формирования.

Наиболее важными легирующими элементами в классических никелевых сплавах являются хром и алюминий. В связи с этим механически активируемые фазовые превращения исследовали на двойных системах Ni–Cr и Ni–Al. Содержание в исходной шихте хрома составляло 20 %, алюминия – 6 %.

**Превращения в системе Ni–Cr.** Согласно равновесной диаграмме Ni–Cr, никель и хром обладают ограниченной взаимной растворимостью [10]. Максимальная растворимость хрома в никеле достигает 46 %, а никеля в хrome – 35 %. При температурах ниже 590 °C в системе существует промежуточное соединение (сверхструктура) CrNi<sub>3</sub>.

После обработки в механореакторе в течение 16 ч шихты, состоящей из порошков никеля и хрома, рентгеноструктурным анализом установлено наличие двух фаз, представляющих твердые растворы на основе никеля и хрома. На механически активируемую растворимость указывает изменение размера кристаллической решетки. Растворение хрома в никеле приводит к уменьшению параметра  $a$  ГЦК решетки с 0,35238 до 0,35149 нм, а никеля в хrome – к увеличению параметра  $a$  ОЦК решетки с 0,28834 до 0,28925 нм. В первом случае  $\Delta a/a$  составляет  $2,247 \cdot 10^{-3}$ , во втором –  $3,155 \cdot 10^{-3}$ . Содержание в механически легированной композиции первой фазы составляет 93 %, второй – 7 %. Основная фаза характеризуется следующими показателями: функция физического уширения (ФФУ)  $\beta_{1/2} = 1,1184$  рад, плот-



Таблица 2

Фазовый состав многокомпонентных гранулированных композиций на основе никеля

Легирующие компоненты, %	Фазовый состав материала	
	после механического легирования	равновесный
Cr(20); Al(3)	Ni(Cr); Cr(Ni); Ni <sub>3</sub> Al; AlNi	Ni(Cr,Al)
Al(3); MoO <sub>3</sub> (6)	Ni(Al); Ni <sub>3</sub> Al; NiAl; Ni <sub>0,76</sub> Mo <sub>1,24</sub>	Ni(Mo); Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Cr(20); MoO <sub>3</sub> (6)	Ni(Cr); Cr(Ni); Ni <sub>0,76</sub> Mo <sub>1,24</sub>	Ni(Cr,Mo); Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Cr(20); Al(3); MoO <sub>3</sub> (6)	Ni(Cr); Cr(Ni); Ni <sub>3</sub> Al; NiAl; Ni <sub>0,76</sub> Mo <sub>1,24</sub>	Ni(Cr,Mo); Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>

ность дислокаций в объеме кристалла  $\rho = 6,7935 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , относительная среднеквадратическая микродеформация (ОСМД)  $3,370 \cdot 10^{-3}$ , распределение ОСМД в зависимости от расстояния в кристаллической решетке описывается степенной моделью. Таким образом, в процессе обработки в механореакторе в композиции Ni–Cr имеет место механически активируемое взаимное растворение элементов, при этом фазовое равновесие не достигается. Структура характеризуется высокой плотностью дислокаций и блочным строением кристаллов, что определяет высокую твердость гранулированной композиции, достигающей 500 HV.

**Превращения в системе Ni–Al.** В равновесных условиях алюминий растворяется в никеле (10 %) и образует с ним ряд промежуточных и химических соединений Ni<sub>3</sub>Al, NiAl, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> и NiAl<sub>3</sub> [10]. После обработки в механореакторе в течение 16 ч шихты, состоящей из порошков никеля и алюминия, в механически легированной композиции установлено наличие фаз твердого раствора алюминия в никеле, Ni<sub>3</sub>Al и NiAl. Растворение алюминия в никеле приводит к увеличению параметра  $a$  ГЦК решетки с 0,35236 до 0,35392 нм,  $\Delta a/a$  составляет  $4,427 \cdot 10^{-3}$ . Фаза NiAl обеднена алюминием и описывается формулой Al<sub>0,9</sub>Ni<sub>1,1</sub>. Параметр решетки данного соединения (кубическая примитивная) равен 0,2881 нм. Содержание основной фазы – твердого раствора Ni(Al) – составляет 87 %, алюминидов Ni<sub>3</sub>Al и NiAl – 4 и 9 % соответственно.

Основная фаза характеризуется следующими параметрами:  $\beta_{1/2} = 0,7746$  рад,  $\rho = 3,8824 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , ОСМД –  $2,158 \cdot 10^{-3}$ , распределение ОСМД в зависимости от расстояния в кристаллической решетке описывается степенной моделью.

Как и в случае системы Ni–Cr в процессе обработки в механореакторе в композиции Ni–Al имеет место механически активируемое растворение алюминия в никеле, при этом фазовое равновесие не достигается. Отличие установленного фазового состава от равновесного заключается в наличии в структуре избыточных фаз Ni<sub>3</sub>Al и NiAl, которые наряду с высокой плотностью дислокаций и блочным строением кристаллов обуславливают высокое упрочнение гранулированной композиции – 520 HV.

**Превращения в комплексно-легируемых композициях.** Для установления закономерностей протекания механически активируемых фазовых превращений в типичных комплексно-легируемых никелевых композициях в качестве легирующих компонентов применяли Cr, Al и MoO<sub>3</sub> (табл. 2).

**Превращения в системе Ni–Cr (20 %) – Al (3 %).** В данной тройной системе, как и двойной

Ni–Cr(20 %), основной фазой является твердый раствор хрома в никеле. Образование твердого раствора приводит к уменьшению параметра  $a$  ГЦК – кристаллической решетки с 0,35238 до 0,35161 нм. Содержание этой фазы примерно составляет 89 %. Наряду с твердым раствором хрома в никеле существует твердый раствор никеля в хrome с большим (0,28919 нм), чем у эталона (0,28834 нм) параметром решетки, содержанием примерно 4 %. Как и в двойной системе Ni–Al (3 %) в данном случае алюминий связан в соединения с никелем Ni<sub>3</sub>Al и NiAl. Причем фаза NiAl обеднена алюминием и описывается формулой Ni<sub>1,1</sub>Al<sub>0,9</sub>. Содержание Ni<sub>3</sub>Al и Ni<sub>1,1</sub>Al<sub>0,9</sub> составляет примерно 4 и 3 % соответственно, расчетное содержание алюминия, связанного в алюминиды, – 1,4 %. Можно предположить, что большая часть оставшегося алюминия растворена в никеле, а также связана в наноразмерные рентгеноаморфные включения оксида, образующегося в результате взаимодействия легирующего элемента с кислородом шихты. Наиболее вероятными кислородосодержащими соединениями в шихте являются оксиды никеля.

Зерна основы имеют блочное строение. Плотность дислокаций составляет  $8,3774 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Твердость гранул достигает 540 HV (табл. 3). Механически легированная композиция имеет высокую стойкость против отжига при температурах, достигающих 1100 °C (табл. 3), что объясняется дисперсным упрочнением, вызванным наличием оксидов алюминия и хрома.

**Превращения в композициях системы Ni – легирующий металл с высоким средством к кислороду – MoO<sub>3</sub> (6 %).** В никелевые композиции так же, как и в железные, оксид молибдена вводили в качестве постав-

Таблица 3

**Твердость многокомпонентных гранулированных композиций на основе никеля**

Легирующие компоненты, %	Твердость, НV, после	
	механического легирования	механического легирования и отжига (1100 °С, 2 ч)
Cr(20); Al(3)	540	380
Al(3); MoO <sub>3</sub> (6)	570	430
Cr(20); MoO <sub>3</sub> (6)	510	330
Cr(20); Al(3); MoO <sub>3</sub> (8)	560	400

щика кислорода, необходимого для образования упрочняющих фаз – оксидов хрома и алюминия.

По дислокационному строению комплексные механически легированные никелевые композиции подобны вышеприведенным и характеризуются высокой плотностью дислокаций, расположенных по границам блоков, составляющей  $9 \cdot 10^{11} - 3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

Механически легированные никелевые композиции с MoO<sub>3</sub> в отличие от систем без него содержат соединения Ni<sub>0,76</sub>Mo<sub>1,24</sub> (2...4 %), образующиеся при взаимодействии восстановленного из оксида молибдена с никелем. В минимальном количестве фаза Ni<sub>0,76</sub>Mo<sub>1,24</sub> находится в композиции без алюминия. Легирование последним увеличивает полноту протекания окислительно-восстановительной реакции, что повышает концентрацию восстановленного молибдена, наличие которого в шихте является необходимым условием образования Ni<sub>0,76</sub>Mo<sub>1,24</sub>.

Развитие механически активируемых окислительно-восстановительных превращений в композиции определяет содержание фаз, вызывающих дисперсное упрочнение материалов, – оксидов хрома и алюминия. Повышение твердости и стойкости против отжига (см. табл. 3) композиций с алюминием обусловлено большей завершенностью этих процессов. Механически легированные гранулированные композиции являются жаропрочными, температура их рекристаллизации превышает 1100 °С.

Во всех исследованных реакционно-способных механически легированных композициях независимо от их состава электронной микроскопией выявлены равномерно распределенные включения исходных компонентов шихты размером менее 0,1 мкм. Содержание их не превышает 20 % от исходного.

После обработки в механореакторе основа материалов представляет неоднородные на субмикроструктурном уровне твердые растворы легирующих

металлов (Cr и/или Al) в никеле и никеля в легирующих металлах или их промежуточные соединения (NiAl и Ni<sub>3</sub>Al). Это определяет основное термически активируемое превращение в матрице, заключающееся в протекании гомогенизации, но не достигающее ее. Так, в термически обработанных сплавах, содержащих Cr, наряду с твердым раствором этого элемента в никеле имеются наноразмерные включения промежуточного соединения (сверхструктуры) CrNi<sub>3</sub>. Последняя сформировалась в микрообъемах, представлявших собой после механического легирования твердый раствор никеля в хrome. В композициях с Al вместо двух фаз NiAl и Ni<sub>3</sub>Al после термического воздействия присутствуют включения только Ni<sub>3</sub>Al.

После термической обработки в структуре присутствуют механически и термически синтезированные оксиды Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, вызывающие дисперсное упрочнение материала. Переход механически синтезированных оксидов из аморфного состояния в кристаллическое происходит при температурах выше 400 °С. Термически активируемые превращения наиболее интенсивно протекают при температурах выше 800 °С.

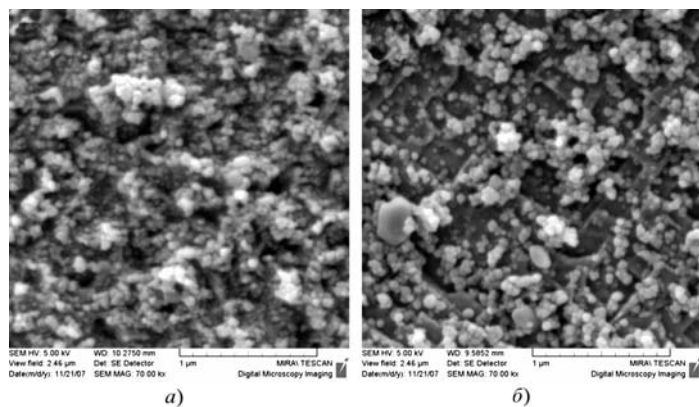
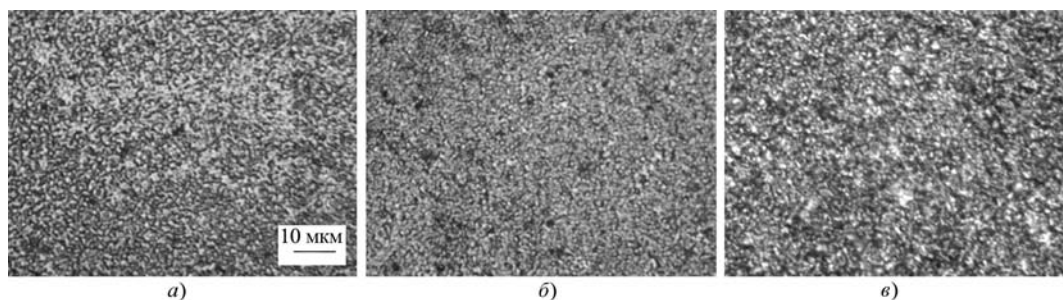
Гомогенизация твердого раствора основы практически завершается после отжига брикетов или горячепрессованных (экструдированных) материалов при температуре 1000 °С в течение 5 ч. Причем состав упрочняющих фаз Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Ni<sub>3</sub>Al сохраняется без изменения до температур не ниже  $0,9T_{пл}$  основы.

Горячее прессование термически обработанных брикетов, полученных холодным прессованием механически легированных композиций, не изменяет фазового состава материалов. По результатам оптической металлографии (рис. 3) механически легированные никелевые материалы имеют дисперсное и однородное строение. Размер зерен основы и упрочняющих фаз находится за пределами разрешающей способности метода. Некоторая разнородность в травимости материалов после экструзии, обусловленная субмикронеоднородностью по концентрации легирующих элементов, устраняется отжигом при температурах выше 800 °С (рис. 3, б). Полученная структура является стойкой против термического воздействия, некоторые изменения в ней металлографически фиксируются только после отжига при температуре 1200 °С (рис. 3, в). Дисперсное строение основы, упрочняющих фаз и однородное распределение легирующих элементов подтверждают результаты сканирующей (рис. 4), просвечивающей (рис. 5 и 6) электронной микроскопии.

Основа компактных никелевых материалов состоит из зерен размером менее 0,3 мкм, разделенных на блоки, не превышающие 50 нм. Величина синтези-

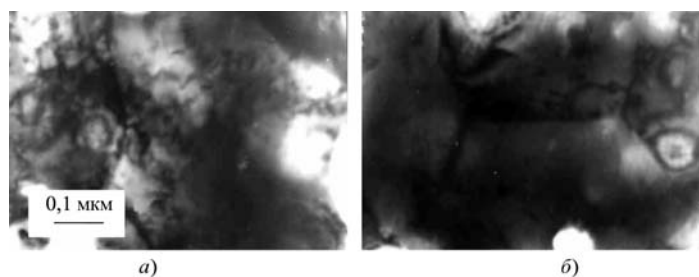
**Рис. 3.** Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al:

*a* – исходная; *б, в* – после отжига при 800 и 1200 °С соответственно

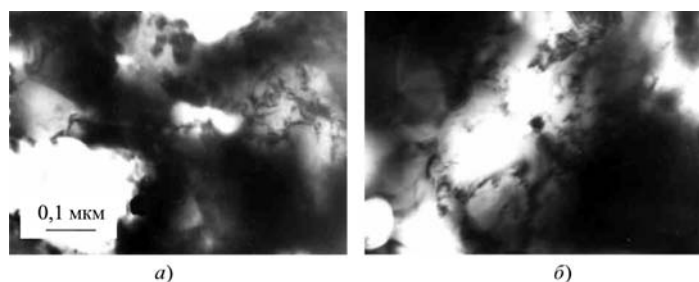


**Рис. 4.** Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al:

*a* – исходная; *б* – после отжига при 1200 °С в течение 5 ч (СЭМ)



**Рис. 5.** Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al (ПЭМ)



**Рис. 6.** Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al + 8 MoO<sub>3</sub> (ПЭМ)

руемых в процессе реализации технологии оксидов (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) менее 20 нм, алюминида (Ni<sub>3</sub>Al) – менее 40 нм. Согласно результатам рентгеноструктурного анализа, плотность дислокаций находится в пределах 10<sup>9</sup>...10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>.

Результаты сканирующей электронной микроскопии, как и приведенной выше оптической (рис. 3), указывают на некоторые структурные изменения в материалах после их отжига при 1200 °С. Эта обработка вызывает увеличение размеров структурных элементов примерно в 1,5 раза, однако сохраняется дисперсное и равномерное распределение элементов.

Согласно результатам диаметрического анализа, влияние высокотемпературного воздействия на твердость, обусловленное структурными изменениями, начинает заметно проявляться после отжига при 1100 °С (табл. 4). Высокая термическая стабильность никелевых сплавов обусловлена дисперсным упрочнением.

Легирование никеля хромом (нихром) не влияет заметно на структуру дисперсно-упрочненных материалов.

Высокая стойкость механически синтезированной структуры основы против термического воздействия обусловлена особенностями строения материала. Высокоразвитая поверхность границ зерен и субзерен, блокированная наноразмерными включениями термодинамически стабильных фаз, является препятствием (барьером) межкристаллитной диффузии. Диффузия, определяющая фазовые превращения, получает развитие в пределах зерна (блока). Наличие

Таблица 4

**Зависимость твердости материалов от температуры отжига (время отжига 5 ч, атмосфера – Ar)**

Материал	Твердость, HRC, после отжига при температуре, °С				
	–	800	1000	1100	1200
Ni+3 % Al	42	42	38	34	18
Ni+3 % Al–8 MoO <sub>3</sub>	45	45	43	40	35



Механические свойства дисперсно-упрочненных механически легированных никелевых материалов

Состав, %	Твердость, HRC	$\sigma_B^{20}$ , МПа	$\delta^{20}$ , %	$\sigma_B^{800}$ , МПа	$\sigma_B^{1000}$ , МПа
96,9 Ni + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	31	890	12	310	220
76,9 Ni + 20 Cr + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	33	1090	8	340	230
74,9 Ni + 20 Cr + 2 Ti + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	36	1150	8	350	240
65,9 Ni + 16 Cr + 2 Ti + 2 Al + 5 Fe + 5 W + 2 Mo + 2,1 MoO <sub>3</sub>	53	1400	4	810	380
97 Ni + 3 Al	42	1130	12	300	190
94 Ni + 6 Al	45	1250	6	320	200

диффузионного барьера в виде границ зерен и субзерен обуславливает существенную разницу в фазовом составе и строении соседних зерен. Это явление объясняет также высокую термическую стабильность фаз, не имеющих когерентной связи с основой, в том числе и включений исходных компонентов. Последние по размеру сопоставимы с зёрнами основы и изолированы от нее границей – диффузионным барьером.

Длительное термическое воздействие при температурах, достигающих  $0,85T_{пл}$  основы, на механически легированные композиции при переработке их в полуфабрикаты приводит к увеличению размера зерен, субзерен и упрочняющих фаз в 1,5...2,0 раза. При этом тип структуры основы и упрочняющих фаз сохраняется.

Сложнолегированные материалы сочетают зернограницное, дисперсное и дисперсионное упрочнение.

Таблица 6

Зависимость твердости дисперсно-упрочненных механически легированных никелевых материалов от температуры отжига ( $\tau = 5$  ч)

Состав, %	Твердость, HRC, после отжига при температуре, °C				
	20	800	1000	1100	1200
1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub> + 96,9 Ni	31	31	29	21	17
20 Cr + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub> + 76,9 Ni	33	33	31	25	21
20 Cr + 2 Ti + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub> + 74,9 Ni	36	36	35	28	25
16 Cr + 2 Ti + 2 Al + 5 Fe + 5 W + 2 Mo + 2,1 MoO <sub>3</sub> + 65,9 Ni	53	53	52	50	43
3 Al + 97 Ni	42	42	38	34	22
6 Al + 94 Ni	45	45	41	38	28

Основная роль термодинамически стабильных фаз заключается в стабилизации границ зерен и субзерен, обеспечивающей высокую прочность как при низких, так и высоких температурах.

Механические свойства дисперсно-упрочненных материалов, полученных по технологии, основанной на реакционном механическом легировании, приведены в табл. 5.

Из анализа данных табл. 5 следует, что все разработанные сплавы по прочности как при комнатной температуре, так и при достигающей 1000 °C, превосходят аналоги в 1,3...1,7 раза, но уступают им по пластичности. Согласно данным, приведенным в табл. 6, рекристаллизационные процессы находят некоторое развитие при отжиге выше 1100 °C. Разница в свойствах объясняется их структурными особенностями. Превосходство в прочности обусловлено более развитой поверхностью границ зерен и субзерен и надежной стабилизацией их наноразмерными включениями оксида алюминия.

Разработанные дисперсно-упрочненные никелевые материалы могут расширить область применения никелевых сплавов в авиастроении и космической технике, применяемых для изготовления камер сгорания, лопаток газовых турбин, стабилизаторов пламени и других деталей, эксплуатирующихся при температурах выше 1000 °C.

### Вывод

Применение технологии реакционного механического легирования, обеспечивающей протекание механически активируемых структурных и фазовых превращений, одним из которых является взаимодействие между элементами, имеющими высокое сродство к кислороду и кислородосодержащим соединениям, обеспечивает получение наноструктурных материалов на основе никеля, превосходящих по прочности и жаропрочности аналоги. Данные материалы могут быть использованы для изготовления



различных групп деталей, в том числе и специального назначения, работающих в жестких температурно-силовых условиях.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев А.П. Металловедение: учебник для вузов. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
2. Портной К.И., Бабич Б. Н. Дисперсно-упрочненные материалы. М.: Металлургия, 1974. 200 с.
3. Стюарт Р. Никель ТД. В кн.: Новые материалы и методы исследования металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1966. С. 161–165.
4. Туманов А.Т. и др. Дисперсно-упрочненные жаропрочные никелевые сплавы ВДУ-1 и ВДУ-2 // Композиционные металлические материалы: тр. науч.-техн. конф. М.: ВИАМ, 1972. С. 119–139.
5. Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г. Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2005. 264 с.

6. Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г., Хина Б.Б. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов: монография // под ред. д-ра техн. наук Ф.Г. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.

7. Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г. Термодинамическое моделирование фазовых превращений при реакционном механическом легировании композиций на основе железа и никеля // Вестник Белорусско-Российского университета. 2006. № 4. С. 109–118.

8. Иванов Ю.Ф., Пауль А.В., Конева Н.А. Электронно-микроскопический анализ нанокристаллических материалов // Физика металлов и металловедение. 1991. № 7. С. 206–208.

9. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. С. 123–186.

10. Massalski T.B. et al. Binary Alloy Phase Diagrams. ASM. Materials Park. OH. 1990. 1824 p.

В.Н. Хлуденьков, В.С. Шоркин (Орловский государственный технический университет)

## Влияние геометрической формы неровности поверхности детали на прочность сцепления покрытия с основой

*Шероховатость поверхности детали значительно влияет на прочность сцепления с покрытием. Путем увеличения площади контакта и специальной формы микронеровностей можно повысить прочность сцепления. В данной работе теоретически показано, как выбрать геометрический профиль искусственно создаваемой шероховатости.*

**Ключевые слова:** геометрическая форма, неровность, поверхность, прочность сцепления.

*Imperfection of a part surface affects greatly its adhesion with coating. Adhesion increase is possible at the expense of contact area increase and at the expense of a special form in microasperity. In this paper it is shown theoretically how to choose a geometric outline of roughness created artificially.*

**Keywords:** geometric form, roughness, surface, strength adgesion.

### Введение

Авторы работ [1, 2] обращают внимание на неравномерность распределения напряжений, развивающихся под действием внешних сдвиговых нагрузок, вдоль шероховатой поверхности адгезионного контакта поверхности детали и ее покрытия. Максимум этих напряжений оказывается на вершине микронеровности. Это означает, что отслоение материала покрытия может произойти в окрестностях этих вершин при меньших внешних нагрузках, чем во впадинах между микронеровностями. Данный вывод справедлив при условии равномерного распределения вдоль микронеровности энергии адгезии ее материала с материалом покрытия – величины, равной работе по разделению адгезионного соединения [3, 4]. На са-

мом деле распределение энергии адгезии также неравномерно из-за разных условий, в которых находятся частицы материала детали на вершинах микронеровностей и во впадинах между ними. На вершинах они окружены большим числом частиц материала покрытия, чем во впадинах. Значит, суммарное действие на них сил Ван-дер-Ваальса, обеспечивающих прочность сцепления покрытия с основой [4], на вершинах и впадинах разное. Для того чтобы принципиально решить вопрос о том, является ли влияние геометрии поверхности контакта покрытия и основы на прочность сцепления свойством самих материалов этих тел, прогнозировать характер этого влияния для различных сочетаний материалов, а также для выработки рекомендаций по формированию профиля микронеровностей, способствующего уве-

личению или уменьшению прочности сцепления, проводили теоретические исследования.

Следует отметить, что прочность сцепления существенно зависит от способа нанесения покрытия, что обусловлено многими причинами, которые в данной работе не рассматриваются. Предполагается идеальная ситуация, когда прочность сцепления определяется только физическими свойствами контактирующих материалов без учета на них воздействий, изменяющих их, — высоких давления и температуры, термической обработки, пластического деформирования и др. Предполагается, что учет этих воздействий, а также способа нанесения покрытия будет способствовать лишь уточнению результатов, получаемых предполагаемым в данной работе способом.

### Модель расчета энергии адгезии

Энергию адгезии материалов упругих тел  $B^{(1)}$  и  $B^{(2)}$  определяли по следующей формуле:

$$F_a = \frac{W_p^{(1)}W_p^{(2)}(k^{(1)} + k^{(2)})^2}{W_p^{(1)}k^{(2)2} + W_p^{(2)}k^{(1)2}}, \quad (1)$$

где  $W_p^{(1)}$ ,  $W_p^{(2)}$  — поверхностные энергии тел  $B^{(1)}$  и  $B^{(2)}$  (определение приведено в работе [5]);  $k^{(j)} = \frac{v^{(j)}}{1-v^{(j)}}$  —

обозначение дроби;  $v^{(j)}$  — коэффициент Пуассона для материала тела с номером  $j$ . Данную формулу применяли для расчета энергии адгезии элементов многослойных композитных материалов [6] и при расчете несплошности адгезионного контакта [7], энергии адгезии инструментальных и обрабатываемых материалов [8]. Формула (1) получена на основе специального варианта модели упругой среды [7, 9], позволяющей рассчитать поверхностную энергию упругого тела с учетом сил [5] взаимного притяжения его бесконечно малых частиц. Потенциал этих сил пропорционален их объемам.

В однородной изотропной среде коэффициент пропорциональности  $\Phi^{(j)} = \Phi^{(j)}(r)$  зависит только от расстояния между частицами:

$$\Phi^{(j)}(r) = D^{(j)}(e^{-2\gamma^{(j)}r} - 2e^{-\gamma^{(j)}r}), \quad (2)$$

где  $e = 2,718...$  — основание натурального логарифма;  $D^{(j)}$  — параметр, определяющий энергию взаимодействия частиц;  $\gamma^{(j)}$  — коэффициент пропорциональности. Необходимые для их вычисления формулы имеют вид

$$\gamma^{(j)} = \frac{45\sqrt{3}}{2} \frac{1}{l^{(j)}}; \quad D^{(j)} = \frac{\mu^{(j)}\gamma^{(j)3}}{12\pi}, \quad \pi = 3,14... \quad (3)$$

Для полубесконечного тела

$$W_p^{(j)} = \frac{3\pi_0^{(j)2}}{2b^{(j)}(2\mu^{(j)} + \lambda^{(j)})}. \quad (4)$$

Входящие в формулу (4) параметры характеризуют механические свойства среды. Параметры  $\mu^{(j)}$  и  $\lambda^{(j)}$  — коэффициенты Ламэ (их значения известны и могут быть вычислены также через модуль Юнга  $E^{(j)}$  и коэффициент Пуассона  $\nu^{(j)}$ ):

$$\lambda^{(j)} = \frac{\nu^{(j)}E^{(j)}}{(1+\nu^{(j)})(1-2\nu^{(j)})}; \quad \mu^{(j)} = \frac{E^{(j)}}{2(1+\nu^{(j)})}. \quad (5)$$

Параметр  $b^{(j)}$  выражается через среднее межатомное расстояние  $l^{(j)}$ :

$$b^{(j)} \approx \frac{l^{(j)}}{2\sqrt{3}}. \quad (6)$$

Параметр  $\pi_0^{(j)}$  определяется формулой

$$\pi_0^{(j)} = \int_{\alpha^{(j)}}^{\beta^{(j)}} d\varphi \int_{\theta_1^{(j)}}^{\theta_2^{(j)}} \cos^3 \theta \sin \theta d\theta \int_0^{r^{(j)}(\varphi, \theta)} \frac{d\Phi^{(j)}}{dr} r^4 dr. \quad (7)$$

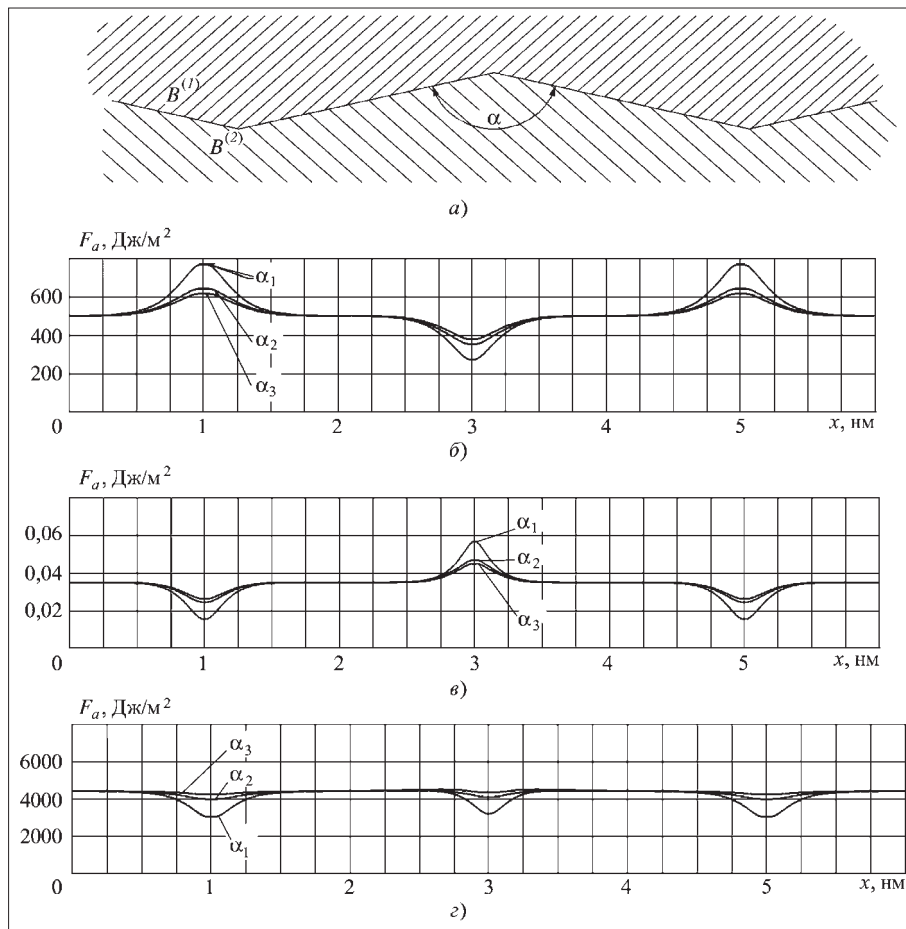
В формуле (7) пределы интегрирования означают границы тела, имеющего номер  $j$ , для которого вычисляются параметр  $\pi_0^{(j)}$  в сферической системе координат  $r$ ,  $\varphi$ ,  $\theta$ , связанной с декартовой системой  $x$ ,  $y$ ,  $z$  преобразованием

$$x = r \cos \varphi \sin \theta; \quad y = r \sin \varphi \sin \theta; \quad z = r \cos \theta. \quad (8)$$

Начало координат помещено в точку, для которой определяется значение параметра. В данном случае точка должна лежать на поверхности адгезионного контакта.

### Распределение энергии адгезии вблизи ребер поверхности контакта

В работах [6–8] формулу (1) использовали для случая, когда поверхность  $S_a$  адгезионного контакта тел  $B^{(1)}$  и  $B^{(2)}$  являлась плоскостью. В данной работе рассматривается случай упорядоченной шероховатости, оставшейся на плоской поверхности, например после строгания только в одном направлении. Данное предположение сделано с целью упрощения математических расчетов и удобства иллюстрации получаемых результатов. Поверхность  $S_0$  рассматриваемого тела  $B$ , моделирующего реальное, представляет ребристую поверхность, состоящую из бесконечных плоских полос, соединяющихся вдоль параллельных прямых, являющихся вершинами плоских углов  $90 < \alpha < 180^\circ$ . Угол  $\alpha$  выбран тупым, чтобы обеспечить



**Распределение энергии адгезии  $F_a$  при различных сочетаниях материалов ( $B^{(1)}, B^{(2)}$ ) (a) и значениях угла  $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ :**  
 б – железо – кремний; в – железо – твердая эпоксидная смола; з – железо – молибден

незначительность отклонения неровностей от плоскости. Результаты расчета распределения энергии адгезии  $F_a$  по ширине боковой поверхности неровности приведены на рисунке.

На основании анализа приведенных на рисунке данных можно заключить следующее:

- если значения модулей Юнга  $E$  и сдвига  $G$  для материала тела  $B^{(1)}$  значительно больше, чем для материала тела  $B^{(2)}$  (первое тело имеет большую жесткость), то адгезия вблизи вершин его неровностей меньше, чем во впадинах;

- если жесткости материалов близки, то возможен случай, когда энергия адгезии как на острых вершинах выпуклостей поверхности контакта, так и в ее впадинах уменьшается;

- с ростом заостренности выпуклости или впадины отклонение значения энергии адгезии от среднего, характерного для плоскости, значения больше.

Один из способов повышения прочности сцепления материалов, контактирующих вдоль шероховатых поверхностей, заключается в управлении шероховатостью поверхности заготовки, на которую каким-либо способом (напылением, электролитическим осаждением или нанесением в жидком состоянии) нанесен слой другого материала. Установлено, что геометрическая форма поверхности, наличие на ней острых выступов и впадин могут влиять на энергию адгезии контактирующих материалов вблизи от них. Это является неотъемлемым свойством пары контактирующих материалов. Следовательно, технологические приемы могут влиять на проявление этой зависимости.

### Вывод

Принципиальных препятствий при учете случайного профиля шероховатости, а также механических свойств материала, получаемых в поверхностном слое детали в процессе механической обработки, нет. Для моделирования шероховатости поверхности, соответствующей тому или иному виду и режиму обработки, учета полученных при этом свойств материала и расчета на основании этого энергии адгезии можно использовать

приведенный в данной работе теоретический материал в сочетании с методами, изложенными в работе [10].

Для повышения прочности сцепления поверхности детали с покрытием в случае, когда модуль Юнга ее материала больше, чем у материала покрытия, неровности поверхности необходимо прикатать, чтобы уменьшить их заостренность. Если же модуль Юнга материала детали меньше, чем материала покрытия, то впадины необходимо разгладить. При близких значениях модулей упругости детали и покрытия необходимо сгладить, закруглить все заострения и изломы поверхности.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Варганов М.В., Зинина И.Н. Расчет прочности адгезионных соединений методом конечных элементов // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2003. № 9. С. 30–33.

2. Вартанов М.В., Щербаков В.И., Зинина И.Н. Расчет внутренних напряжений в клеевом шве // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2004. № 7. С. 15–19.
3. Дерягин Б.В., Кротова Н.А., Смилга В.Л. Адгезия твердых тел. М.: Наука, 1973. 280 с.
4. Лифшиц Е.М. Теория молекулярных сил притяжения между конденсированными телами / под ред. Л.П. Питаевского, Ю.Г. Рудого. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. С. 294–298.
5. Физический энциклопедический словарь. Т. 1. М.: Советская энциклопедия, 1960. 664 с.
6. Adhesion energy estimation of some composite materials / I.V. Vitcovsky, F.N. Konev, V.S. Shorkin a.o. // Plasma Devices and Operations. 2003. Vol. 11(2). P. 81–87.
7. Теоретическая оценка несплошности адгезионного контакта элементов жидкометаллического blankets термоядерного реактора / И.В. Витковский, А.Н. Конев,

С.И. Якушина, В.С. Шоркин // Журнал технической физики. 2007. Т. 77. Вып. 6. С. 28–33.

8. Янюшкин А.С., Шоркин В.С. Роль адгезии и диффузии в процессе засаливания алмазных кругов на металлической связке // Справочник. Инженерный журнал. 2004. № 7. С. 32–41.

9. Шоркин В.С. Модель сплошной упругой среды, основанная на представлении о дальнедействующем потенциальном взаимодействии ее частиц // Упругость и неупругость / под ред. И.А. Кийко, Р.А. Васина, Г.Л. Бровко. М.: Ленанд, 2006. С. 271–282.

10. Степанов Ю.С., Шадрин Н.Ф., Поляков А.И. Имитационное моделирование процесса внутреннего шлифования сборным комбинированным инструментом // Справочник. Инженерный журнал. 2007. № 6. С. 33–35.

УДК 539.375

Ш.Г. Гасанов (Бакинский филиал Московского государственного открытого университета)

## Зарождение трещины на границе раздела покрытия и упругого основания

*Приведена математическая модель зарождения трещины-расслоения, возникающей на границе раздела покрытия с основой. Условие появления трещины формулируется с учетом критерия предельной вытяжки связей материалов.*

**Ключевые слова:** математическая модель, зарождение трещины, граница раздела, покрытие, критерий предельной вытяжки связей материалов.

*The mathematical model of nucleation of a crack-stratification, arising on border of section of a coating, linked with elastic half plane (substrate) is described. The condition of occurrence of a crack is formulated in view of criterion of a limiting extract of connections of materials.*

**Keywords:** mathematical model, crack birth, border of section, coating, criterion of a limiting extract of connections of materials.

При нанесении покрытия между покрытием и основой возможно образование [1] переходных зон с недостаточной адгезионной прочностью, что в свою очередь может привести к образованию трещины на границе раздела. Задача о зарождении трещины является важной задачей теории прочности [2].

Пусть в декартовых координатах  $X, Y$  помещено двухслойное тело, представляющее покрытие толщиной  $h$  с характеристиками упругости  $G_1$  (модуль сдвига) и  $\mu_1$  (коэффициент Пуассона), нанесенное на упругую полуплоскость ( $G_2, \mu_2$ ) (рис. 1).

Рассмотрим задачу механики разрушения для двухслойного тела, когда к наружной поверхности покрытия приложена нормальная нагрузка  $P$ . Остальная поверхность покрытия считается ненагруженной. Пусть под действием данной нагрузки на линии раздела упругих сред ( $y = 0$ ) вследствие недостаточной адгезионной прочности покрытия и полуплоскости (основы) возникает область ослабленных межчастич-

ных связей материала, а внешняя нагрузка изменяется так, что в данной области (прослойке перенапряженного материала) происходит пластическое деформирование. При некотором числе циклов нагружения возможность пластического деформирования в зоне ослабленных межчастичных связей материала исчерпывается и раскрытие берегов зоны пластического течения резко возрастает. Если раскрытие берегов зоны предразрушения (область ослабленных межчастичных связей материала) в точке максимальной концентрации достигает предельного значения  $\delta_c$  (постоянная, характеризующая материал адгезионного слоя), то в этой точке зарождается трещина. Следует отметить, что в предлагаемой расчетной модели удлинение трещины происходит непрерывно от нулевой длины.

Примем, что при действии нормальной нагрузки  $P$  на поверхность покрытия взаимодействие между поверхностями в зоне предразрушения характеризуется



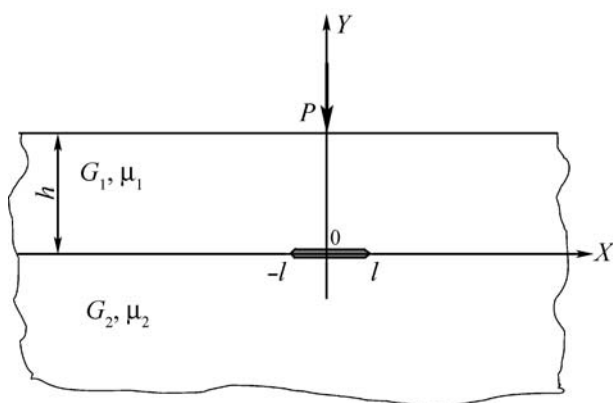


Рис.1. Расчетная схема задачи

постоянными нормальными  $\sigma_*$  и касательными  $\tau_*$  напряжениями сцепления. Такое предположение позволяет моделировать пластическое течение в промежуточном адгезионном слое.

Рассмотрим плоскую задачу о зоне предразрушения длиной  $2l$ , расположенной на границе раздела материалов, когда  $y = 0, |x| \leq l$  (рис. 1). Поскольку данная зона (прослойка перенапряженного материала) мала по сравнению с остальной упругой частью двухслойного тела, то ею можно пренебречь, заменив разрезом, поверхности которого взаимодействуют между собой по некоторому закону, соответствующему действию удаленного материала. Таким образом, задача о деформировании двухслойного тела за пределом упругости сводится к задаче о деформировании двухслойного упругого тела, имеющего условный разрез. Силы, действующие на "берегах" этого условного разреза, называются силами ослабленных связей, а зоны, в которых они появляются, зонами предразрушения или областями ослабленных связей. Напряжения  $\sigma_*$  и  $\tau_*$  отвечают пластическому течению адгезионного материала в тонком промежуточном слое и удовлетворяют некоторому условию пластичности

$$f(\sigma_*, \tau_*) = 0,$$

где  $f$  – монотонно возрастающая функция от абсолютных значений  $\sigma_*$  и  $\tau_*$ , зависящая от свойств адгезионного материала.

Условие ограниченности напряжений у вершины зоны предразрушения при  $x = \pm l$  дает второе соотношение для определения значений  $\sigma_*$  и  $\tau_*$ . Для решения рассматриваемой задачи используем принцип суперпозиции. Рассматриваемое состояние двухслойного тела можно представить в виде суммы двух напряженных состояний:

– адгезионное соединение материалов без зоны предразрушения под действием нормальной нагрузки  $P$  на наружной поверхности покрытия;

– адгезионное соединение материалов с зоной предразрушения на границе раздела сред, при этом на берегах зоны предразрушения действуют напряжения с обратным знаком, возникающие на линии, где расположена зона предразрушения, в первом *напряженно-деформированном состоянии* (НДС).

Граничные условия задачи для первого НДС имеют вид:

при  $y = h$

$$\sigma_y^{(1)} = -P\delta(x), \tau_{xy}^{(1)} = 0; \quad (1)$$

при  $y = 0$

$$\begin{aligned} u^{(1)} + iv^{(1)} &= u^{(2)} + iv^{(2)}; \\ \sigma_y^{(1)} + i\tau_{xy}^{(1)} &= \sigma_y^{(2)} + i\tau_{xy}^{(2)}, \end{aligned} \quad (2)$$

где  $i^2 = -1$ ; верхний индекс "1" соответствует покрытию, верхний индекс "2" – полуплоскости;  $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$  – компоненты тензора напряжений;  $\delta(x)$  – импульсная функция Дирака;  $u, v$  – компоненты вектора перемещений (при  $y \rightarrow -\infty$  перемещения и напряжения отсутствуют).

Для решения граничной задачи (1), (2) используем четыре функции Папковича–Нейбера  $F_n^m(x, y)$  ( $n, m = 1, 2$ ): две для покрытия (верхний индекс "1") и две для полуплоскости (верхний индекс "2").

Напряжения и перемещения выражают через функции Папковича–Нейбера известными формулами [3]:

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_y^{(m)}}{2G_m} &= 2(1-\mu_m) \frac{\partial F_2^m}{\partial y} - \frac{\partial^2 F_1^m}{\partial y^2} - y \frac{\partial^2 F_2^m}{\partial y^2}; \\ \frac{\tau_{xy}^{(m)}}{2G_m} &= \frac{\partial}{\partial x} \left[ (1-2\mu_m) F_2^m - \frac{\partial F_1^m}{\partial y} - y \frac{\partial F_2^m}{\partial y} \right]; \end{aligned} \quad (3)$$

$$u^{(m)} = -\frac{\partial F_1^m}{\partial x} - y \frac{\partial F_2^m}{\partial x};$$

$$v^{(m)} = (3-4\mu_m) F_2^m - \frac{\partial F_1^m}{\partial y} - y \frac{\partial F_2^m}{\partial y}.$$

Учитывая симметрию задачи по  $x$ , используем  $\cos$ -преобразование Фурье. Примем, что

$$\begin{aligned} F_1^1 &= \int_0^\infty [A \operatorname{sh}(\alpha y) + B \operatorname{ch}(\alpha y)] \cos \alpha x d\alpha; \\ F_2^1 &= \int_0^\infty [C \operatorname{sh} \alpha y + D \operatorname{ch} \alpha y] \alpha \cos(\alpha x) d\alpha; \\ F_1^2 &= \int_0^\infty E e^{\alpha y} \cos(\alpha x) d\alpha; \quad F_2^2 = \int_0^\infty F e^{\alpha y} \alpha \cos(\alpha x) d\alpha. \end{aligned} \quad (4)$$

С учетом функций (3), (4) и граничных условий (1), (2) получим систему шести линейных алгебраических уравнений относительно шести неизвестных функций  $A(\alpha)$ ,  $B(\alpha)$ ,  $C(\alpha)$ ,  $D(\alpha)$ ,  $E(\alpha)$ ,  $F(\alpha)$ :

$$\begin{aligned} & 2(1-\mu_1)(C\text{ch}(\alpha h) + D\text{sh}(\alpha h)) - \\ & - A\text{sh}(\alpha h) - B\text{ch}(\alpha h) - \alpha h(C\text{sh}(\alpha h) + D\text{ch}(\alpha h)) = \\ & = -\frac{P}{2\pi G_1 \alpha^2}; \\ & (1-2\mu_1)(C\text{sh}(\alpha h) + D\text{ch}(\alpha h)) - \\ & - A\text{ch}(\alpha h) - B\text{sh}(\alpha h) - \alpha h(C\text{ch}(\alpha h) + D\text{sh}(\alpha h)) = 0; \\ & B = E; (3-4\mu_1)D - A = (3-4\mu_2)F - E; \quad (5) \\ & G_1 [2(1-\mu_1)C - B] = G_2 [2(1-\mu_2)F - E]; \\ & G_1 [(1-2\mu_1)D - A] = G_2 [(1-2\mu_2)F - E]. \end{aligned}$$

Решая алгебраическую систему уравнений (5) методом последовательного исключения неизвестных, определим коэффициенты  $A(\alpha)$ ,  $B(\alpha)$ ,  $C(\alpha)$ ,  $D(\alpha)$ ,  $E(\alpha)$ ,  $F(\alpha)$ .

С помощью формул (3), (4) определим компоненты напряжений  $\sigma_y^1$  и  $\tau_{xy}^1$  при  $|x| \leq l$ ,  $y = 0$ :

$$\begin{aligned} \sigma_y^1(x, 0) &= \frac{2P}{\pi^2} \int_0^\infty \{a(1-\alpha x)e^{-\alpha x} + b(1+\alpha x)e^{-\alpha(4h-x)} + \\ & + \frac{1}{2}(R_1 e^{-\alpha(2h-x)} + R_2 e^{-\alpha(2h+x)})\} \times \\ & \times (a + b e^{-4\alpha h} + t e^{-2\alpha h})^{-1} \cos(\alpha h) d\alpha; \quad (6) \\ \tau_{xy}^1(x, 0) &= \frac{2P}{\pi^2} \int_0^\infty \{a(1-2\mu_1 + \alpha x)e^{-\alpha x} + \\ & + \frac{1}{2}[R_3 e^{-\alpha(2h-x)} + R_4 e^{-\alpha(2h+x)}]\} \times \\ & \times (a + b e^{-4\alpha h} + t e^{-2\alpha h}) \sin(\alpha h) d\alpha. \end{aligned}$$

Здесь

$$\begin{aligned} a &= 3 - 4\mu_1 + 10k + 3k^2 - 12\mu_1 k - 12\mu_2 k + \\ & + 16\mu_1 \mu_2 k - 4\mu_2 k^2; \\ b &= 3 - 4\mu_1 - 6k + 4\mu_2 k + 4\mu_1 k + 3k^2 - 4\mu_2 k^2; \\ t &= 10 - 24\mu_1 - 4k + 16\mu_1^2 + 8k\alpha^2 h^2 + 4h^2 \alpha^2 - \\ & - 16k\alpha^2 h^2 - 12k^2 \alpha^2 h^2 + \\ & + 16\mu_2 k^2 \lambda^2 h^2 + 8\mu_2 k^2 - 6k^2 + \\ & + 8\mu_1 k - 16\mu_1 \mu_2 k + 8\mu_2 k; \\ R_1 &= a_1(\alpha h + 1) + c(\alpha h + 2) - t; \\ R_2 &= a_1(\alpha h - 1) + c(2 - \alpha h) - t; \end{aligned}$$

$$R_3 = a_1 \alpha x + c(1 + \alpha x) - t; \quad R_4 = \alpha x(c - a_1) + t;$$

$$c = 2 + 4k - 6k^2 - 8\mu_2 k + 8\mu_2 k^2; \quad k = G_1 / G_2;$$

$$a_1 = 4\alpha h + 8k\alpha h - 12k^2 \alpha h - 16\mu_2 k\alpha h + 16k^2 \mu_2 \alpha h.$$

Определим второе НДС, для которого граничные условия на берегах зоны предразрушения

$$\begin{aligned} (\sigma_y - i\tau_{xy})_{z=x \pm i0} &= (\sigma_* - i\tau_*)^\pm - \\ &- (\sigma_y^1 - i\tau_{xy}^1)^\pm \quad \text{при } y=0, |x| \leq l, \quad (7) \end{aligned}$$

где знаки "плюс" и "минус" соответствуют верхнему и нижнему берегам зоны предразрушения.

Второе НДС в окрестности зоны предразрушения определим приближенно при условии, что оно удовлетворяет граничным условиям задачи на берегах зоны предразрушения (условие (7)) и требованию, чтобы на значительном расстоянии от зоны предразрушения НДС в покрытии совпадало с НДС, вызванным нормальной нагрузкой  $P$  для сплошной полосы на упругом основании.

Применяя формулы Колосова-Мухелишвили [4], получим

$$\begin{aligned} \sigma_x^{(k)} + \sigma_y^{(k)} &= 2[\Phi_k(z) + \overline{\Phi_k(z)}]; \quad (z = x + iy); \\ \sigma_y^{(k)} + i\tau_{xy}^{(k)} &= \Phi_k(z) + \overline{\Phi_k(z)} + \overline{z}\Phi_k'(z) + \Psi_k(z); \quad (8) \\ 2G_k(u^{(k)} + iv^{(k)}) &= k_k \Phi_k(z) - z\overline{\Phi_k(z)} - \overline{\Psi_k(z)}, \quad (k=1, 2). \end{aligned}$$

Здесь  $\Phi_1(z)$ ,  $\Psi_1(z)$  – аналитические функции при  $y > 0$ ;  $\Phi_2(z)$ ,  $\Psi_2(z)$  – аналитические функции при  $y < 0$ ;  $k_1 = 3 - 4\mu_1$ ;  $k_2 = 3 - 4\mu_2$ .

Введем аналитические функции  $\Phi(z)$  и  $\Omega(z)$  во всей плоскости  $z$ , кроме оси  $x$  [5]:

$$\begin{aligned} \Phi(z) &= \begin{cases} \frac{G_1(1+k_2)}{G_1+k_1G_2} \Phi_2(z) + \\ + \frac{G_2-G_1}{G_1+k_1G_2} [\overline{\Phi_1(z)} + z\overline{\Phi_1'(z)} + \overline{\Psi_1(z)}] & \text{при } \text{Im } z < 0; \\ \Phi_1(z) & \text{при } \text{Im } z > 0; \end{cases} \quad (9) \\ \Omega(z) &= \begin{cases} \frac{G_1(1+k_1)}{G_2+k_2G_1} [\overline{\Phi_2(z)} + z\overline{\Phi_2'(z)} + \overline{\Psi_2(z)}] - \\ - \frac{G_1k_2-G_2k_1}{G_2+k_2G_1} \Phi_1(z) & \text{при } \text{Im } z > 0; \\ \overline{\Phi_1(z)} + z\overline{\Phi_1'(z)} + \overline{\Psi_1(z)} & \text{при } \text{Im } z < 0. \end{cases} \end{aligned}$$

Из этих формул получим основные соотношения для компонентов тензора напряжений и производные

по  $x$  от компонентов вектора перемещений через комплексные потенциалы  $\Phi(z)$  и  $\Omega(z)$ :

в покрытии ( $\text{Im}z > 0$ )

$$\begin{aligned} \sigma_x + \sigma_y &= 4\text{Re}\Phi(z); \\ \sigma_y - i\tau_{xy} &= \Phi(z) + \Omega(\bar{z}) + (z - \bar{z})\overline{\Phi'(z)}; \\ 2G_1\left(\frac{\partial u}{\partial x} + i\frac{\partial v}{\partial x}\right) &= k_1\Phi(z) - \Omega(\bar{z}) - (z - \bar{z})\overline{\Phi'(z)}, \end{aligned} \quad (10)$$

в нижней полуплоскости ( $\text{Im}z < 0$ )

$$\begin{aligned} \sigma_x + \sigma_y &= 4\frac{G_1 + k_1G_2}{G_1 + k_2G_1} \text{Re}\left[\Phi(z) + \frac{G_2 - G_1}{G_1 + k_1G_2}\Omega(z)\right]; \\ \sigma_y - i\tau_{xy} &= \frac{G_1 + k_1G_2}{G_1 + k_2G_1}\Phi(z) + \frac{G_1 - G_2}{G_1 + k_2G_1}\Omega(z) + \\ &+ \frac{G_1k_2 + G_2}{G_1 + k_2G_1}\Omega(\bar{z}) + \frac{G_1k_2 - G_2k_1}{G_1 + k_2G_1}\Phi(\bar{z}) + \\ &+ (z - \bar{z})\left[\frac{G_1 + k_1G_2}{G_1 + k_2G_1}\overline{\Phi'(z)} + \frac{G_1 - G_2}{G_1 + k_2G_1}\overline{\Omega'(z)}\right]; \\ 2G_1\left(\frac{\partial u}{\partial x} + i\frac{\partial v}{\partial x}\right) &= k_2\frac{G_1 + k_1G_2}{G_1 + k_2G_1}\Phi(z) + \\ &+ k_2\frac{G_1 - G_2}{G_1 + k_2G_1}\Omega(z) - \frac{G_1k_2 + G_2}{G_1 + k_2G_1}\Omega(\bar{z}) - \\ &- \frac{G_1k_2 - G_2k_1}{G_1 + k_2G_1}\Phi(\bar{z}) - \\ &- (z - \bar{z})\left[\frac{G_1 + k_1G_2}{G_1 + k_2G_1}\overline{\Phi'(z)} + \frac{G_1 - G_2}{G_1 + k_2G_1}\overline{\Omega'(z)}\right]. \end{aligned} \quad (11)$$

Считается, что  $\lim y\Phi'(x + iy) = 0$ ,  $\lim y\Omega'(x + iy) = 0$  при  $y \rightarrow 0$  для всех  $x$ .

С учетом соотношений (10) и (11) граничные условия (7) примут вид

$$\begin{aligned} \Phi^+ + \Omega^- &= f^+(x); |x| \leq l', y=0; \\ (G_1 + G_2k_1)\Phi^- + (G_1 - G_2)\Omega^- &+ \\ &+ (G_1k_2 - G_2k_1)\Phi^+ + (G_1k_2 + G_2)\Omega^+ = \\ &= (G_1 + k_2G_1)f^-(x), \end{aligned} \quad (12)$$

где  $f^+(x) = f^-(x) = \sigma_* - i\tau_* - (\sigma_y^1 - i\tau_{xy}^1)$  при  $y = 0$ ,  $|x| \leq l$ ; знаки "плюс" и "минус" соответствуют верхнему и нижнему "берегам" зоны предразрушения.

После преобразований получим две краевые задачи линейного сопряжения для одной функции:

$$\begin{aligned} F_1^+ - F_1^- &= f^+ - f^-; \\ F_2^+ + gF_2^- &= f_0. \end{aligned} \quad (13)$$

Здесь

$$F_1(z) = \frac{1}{G_1(1+k_2)} [(G_1 + k_1G_2)\Phi(z) - (G_2 + k_2G_1)\Omega(z)];$$

$$F_2(z) = \Phi(z) + \Omega(z); \quad g = \frac{G_1 + k_1G_2}{G_2 + k_2G_1};$$

$$f_0 = \frac{1}{G_2 + k_2G_1} [G_2(1+k_1)f^+ + G_1(1+k_2)f^-].$$

Так как напряжения в двухслойном теле ограничены, то решение краевой задачи (13) следует искать в классе всюду ограниченных функций. Искомое решение (13) запишем в виде [4]

$$F_1(z) = 0; \quad F_2(z) = \frac{X(z)}{2\pi i} \int_{-l}^l \frac{f_0(x)dx}{X(x)(x-z)}, \quad (14)$$

где  $X(z) = (z+l)^{1/2+i\beta}(z-l)^{1/2-i\beta}$ ;  $\beta = \frac{1}{2\pi} \text{In}g$ .

При этом должно выполняться следующее условие разрешимости краевой задачи [4]:

$$\int_{-l}^l \frac{f_0(x)dx}{X(x)} = 0. \quad (15)$$

Выражения для функций  $\Phi(z)$  и  $\Omega(z)$  примут вид

$$\Phi(z) = \frac{G_2 + k_2G_1}{G_1 + G_2 + k_1G_2 + k_2G_1} F_2(z); \quad (16)$$

$$\Omega(z) = \frac{G_1 + k_1G_2}{G_1 + G_2 + k_1G_2 + k_2G_1} F_2(z).$$

Используя полученное решение и формулы (10), (11), после преобразований для производных по  $x$  от компонентов раскрытия "берегов" зоны предразрушения получим следующее соотношение:

$$\begin{aligned} \frac{\partial(v^{(1)} - v^{(2)})}{\partial x} - i\frac{\partial(u^{(1)} - u^{(2)})}{\partial x} &= \frac{\gamma}{4(1+g)} \times \\ &\times \left[ (1-g)(\tau_{xy} + i\sigma_y) - \frac{1+g}{\pi\sqrt{l^2 - x^2}} \left( \frac{l-|x|}{l+|x|} \right)^{-i\beta \sin g x} \right. \\ &\times \left. \int_{-l}^l \frac{(\sigma_y(\xi) - i\tau_{xy}(\xi))d\xi}{(\xi-x)\varphi(\xi)} \right], \end{aligned} \quad (17)$$

где  $\gamma = \frac{1+k_1}{G_1} + \frac{1+k_2}{G_2}$ ;  $\varphi(x) = \frac{1}{\sqrt{l^2 - x^2}} \left( \frac{l-x}{l+x} \right)^{-i\beta}$ .

Для раскрытия берегов зоны предразрушения получим

$$\begin{aligned} (v^{(1)} - v^{(2)}) - i(u^{(1)} - u^{(2)}) &= \\ &= \int_{-l}^l \frac{\partial}{\partial x} [(v^{(1)} - v^{(2)}) - i(u^{(1)} - u^{(2)})] dx. \end{aligned} \quad (18)$$

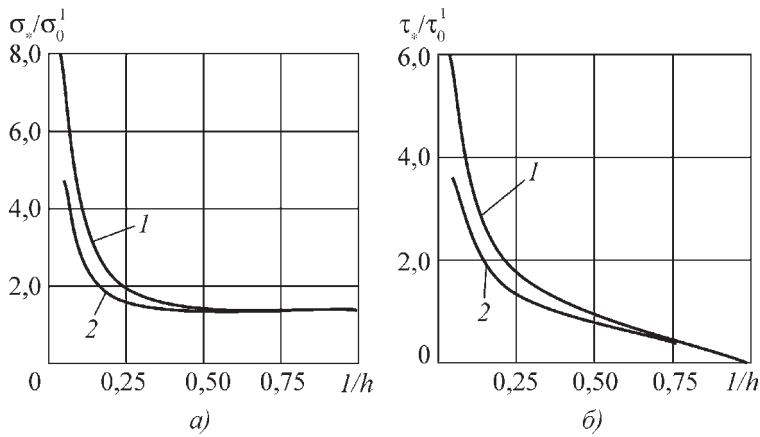


Рис. 2. Зависимость нормальных  $\sigma_*/\sigma_0^1$  (а) и касательных  $\tau_*/\tau_0^1$  (б) напряжений сцепления от безразмерной длины зоны предразрушения  $l/h$ :  $l-3 - \beta$  равен 0, - 0,175 и -0,1 соответственно

Ввиду некоторой громоздкости заключительные формулы в данной работе не приводятся.

Для определения внешней нагрузки, при которой происходит зарождение трещины, использовали критерий критического раскрытия берегов зоны предразрушения [2]:

$$|(v^{(1)} - v^{(2)}) - i(u^{(1)} - u^{(2)})| = \delta_c. \quad (19)$$

Полученное дополнительное условие позволяет определить параметры пары покрытие–упругое основание, при которых происходит появление трещины-расслоения на границе раздела сред.

Совместное решение условия пластичности и уравнений (15), (18) и (19) позволяет при заданных характеристиках трещиностойкости адгезионного слоя определить критическую величину внешней нагрузки и напряжения сцепления  $\sigma_*$ ,  $\tau_*$ , а также размер зоны предразрушения в состоянии предельного равновесия.

Подставив значения  $\sigma_*$ ,  $\tau_*$  в формулу критерия пластического течения  $f(\sigma_{*T}, 0) = 0$ , построим график функции  $l$  от  $P/h\sigma_{*T}$  (значение  $\sigma_{*T}$ , определяемое из критерия пластического течения, есть предел текучести для адгезионного материала) и сравним с экспериментальной зависимостью, которую можно построить по результатам измерения пластической зоны  $l$  и предельной нагрузки  $P$ .

На рис. 2 приведены зависимости нормальных  $\sigma_*/\sigma_0^1$  и касательных  $\tau_*/\tau_0^1$  напряжений сцепления при нагрузке  $P/h$  от безразмерной длины зоны предразрушения  $l/h$  при разных значениях параметра  $\beta$ . Поскольку  $1/3 < g < 3$ , то  $-0,175 < \beta < 0,175$ .

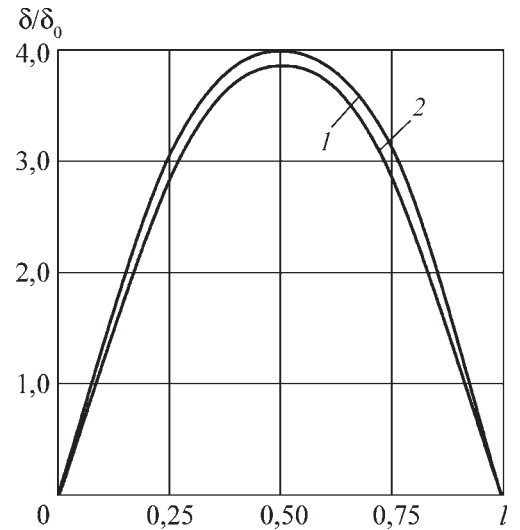


Рис. 3. Зависимость предельной вытяжки  $\delta/\delta_0$  от параметра  $l$

На рис. 3 приведены зависимости предельной вытяжки  $\delta/\delta_0$ , при которой происходит раскрытие "берегов" в центре зоны предразрушения:

$$\delta_0 = \frac{\gamma}{4\text{ch}(\pi\beta)} \frac{P}{h},$$

от параметра  $l$  при минимальном  $l$  и максимальном  $l$  (по абсолютной величине) значениях параметра  $\beta$ .

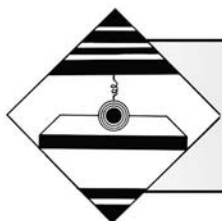
### Вывод

Полученные расчетные соотношения между внешней нагрузкой, напряжениями сцепления, длиной зоны предразрушения, а также механическими и геометрическими характеристиками покрытия и упругой основы позволяют на стадии проектирования установить допустимый уровень максимальных значений рабочих нагрузок, обеспечивающий достаточный запас надежности.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гнесин Г.Г., Фоменко С.Н. Износостойкие покрытия на инструментальных материалах // Порошковая металлургия. 1996. № 9/10. С. 17–28.
2. Мирсалимов В.М. Зарождение дефекта типа трещины во втулке контактной пары // Математическое моделирование. 2005. Т. 17. № 2. С. 35–45.
3. Уфлянд Я.С. Интегральные преобразования в задачах теории упругости. М., Л.: Изд. АН СССР, 1963. 367 с.
4. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. 707 с.
5. Черепанов Г.П. О напряженном состоянии в неоднородной пластине с разрезами // Изв. АН СССР, ОТН, Механика и машиностроение. 1962. № 1. С. 131–138.





В.М. Виноградов, А.А. Черепяхин (МГТУ "МАМИ")

## Холодное калибрование зубьев цилиндрических колес с предварительной стабилизацией припуска под обработку

*Рассмотрены вопросы повышения точности обработки зубьев трансмиссионных зубчатых колес автомобилей в результате стабилизации припуска перед холодным калиброванием зубьев. Описан разработанный в МГТУ "МАМИ" специальный шевинговально-прикатной станок.*

**Ключевые слова:** цилиндрические зубчатые колеса, калибрование, точность обработки, специальный станок.

*Questions of increasing of precision of machining of spur gears by stabilization of allowance before cold calibration of teeth were described. Special machine-tool which was developed in MSTU MAMI was described.*

**Keywords:** cylindrical toothed wheels, calibration, working accuracy, specially outfitted machine tool.

Как показывает опыт передовых автозаводов, наиболее эффективным способом отделочной обработки зубьев цилиндрических колес автомобильных трансмиссий и механизмов газораспределения двигателей является холодное калибрование зубчатого венца [1].

По сравнению с шевингованием данный способ обладает рядом преимуществ: повышение производительности обработки в 4...5 раз, снижение параметра шероховатости боковых поверхностей зубьев до  $Ra = 0,16...0,008$  мм, повышение точности основных параметров зубчатого венца на одну–две степени точности по ГОСТ 1643–81, уменьшение деформации зубчатого венца при последующей термической обработке. Кроме того, накатной инструмент обладает исключительно высокой стойкостью (в 5...7 раз выше, чем у шевера), что позволяет значительно снизить стоимость зубообработки.

Холодное калибрование (прикатка) представляет отделочную операцию обработки зубчатого венца, осуществляемую без снятия стружки посредством поверхностного пластического деформирования металла [2].

Калибрование выполняют на зубоприкатных станках при параллельных осях инструмента и заготовки. В качестве инструмента применяют накатники – зубчатые колеса из инструментальных сталей.

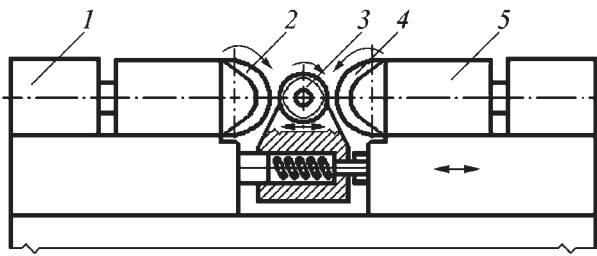
Технологическая операция зубокалибрования реализуется с применением двух основных схем обработки: схемы с двумя накатниками, между которыми расположена заготовка, и схемы с одним накатником (метод "Монорол").

В процессе холодного калибрования инструмент-накатник (один или несколько) обкатывает за-

готовку с предварительно нарезанными зубьями. Вращающийся накатник перемещается к заготовке и при достижении беззазорного зацепления начинается процесс калибрования зубьев изделия, выполняемый с определенным усилием.

Во время холодного калибрования гладким зубчатым накатником неровности на профиле зубьев сглаживаются при большом усилии (порядка 15...30 кН), зависящем от ширины зубчатого венца, модуля, формы зуба, характеристики и твердости обрабатываемого материала. В результате больших усилий на широких зубчатых венцах могут возникать прогибы в зубьях. Для уменьшения возникающих при калибровании усилий на боковых поверхностях зубьев накатника системы "Монорол" нанесены зубчики, похожие на зубчики шевера. Зубчики расположены по спирали последовательными группами по окружности накатника. Чтобы полностью обработать профиль зубьев колеса, кромки зубчиков в каждой группе взаимно смещены на определенное расстояние по длине зуба. В процессе калибрования зубчики накатника под усилием внедряются на глубину около 0,02 мм и непрерывно вытесняют материал с необработанного участка профиля зуба колеса. Такая конструкция накатника позволяет снизить усилие при калибровании на 20...30 % по сравнению с накатниками, имеющими гладкие боковые поверхности зубьев.

Калибрование зубьев по методу "Монорол" выполняют после фрезерования зубьев колеса червячными фрезами как с модифицированным профилем, так и без него. В процессе калибрования зубьев, выполненных без подрезания впадины, обычно часть материала в зоне ножки срезается самим накатником.



**Рис. 1. Схема калибровки зубьев двумя накатниками:**  
 1 – неподвижная накатная бабка; 2 – синхронно вращающийся накатник; 3 – заготовка колеса; 4 – накатник; 5 – подвижная накатная бабка

В массовом производстве цилиндрических зубчатых колес средних модулей наиболее широко применяют станки с двумя гладкими накатниками, преимуществом которых является то, что диаметр и ширина обрабатываемых колес не лимитируются размерами накатников. Станки позволяют калибровать зубчатые колеса небольших размеров. Усилия, создаваемые накатниками в процессе холодного калибрования зубьев, уравновешены между собой, оба накатника вращаются независимо друг от друга, несинхронно.

Наиболее применяемая схема калибрования зубчатых колес двумя накатниками приведена на рис. 1 [3].

Подвижная накатная бабка 5, перемещаясь, вводит вращающийся накатник 4 в зацепление с вращающейся заготовкой 3, а затем вместе с ней продолжает перемещаться к синхронно вращающемуся накатнику 2, установленному на шпинделе неподвижной накатной бабки 1. По достижении беззазорного зацепления накатников с заготовкой начинается процесс холодного калибрования, который продолжается до получения заданного размера зубьев заготовки. В момент получения заданного размера зубьев радиальное перемещение подвижной накатной бабки прекращается, и она возвращается в исходное положение.

При разработке и внедрении процесса холодного калибрования зубьев цилиндрических прямозубых колес автомобильных трансмиссий были выявлены две наиболее сложные проблемы.

Во-первых, перед холодным калиброванием точность обработки зубчатых колес после зубонарезания червячными фрезами должна быть выше, а припуск на сторону зуба примерно в 2 раза меньше, чем перед шевингованием. Во-вторых, трудоемкость отработки профиля накатного инструмента значительно выше, чем шевера. Кроме того, после холодного калибрования на одной стороне во впадине зуба в результате течения металла в направлении ножки образуется тон-

кая стружка, которая в собранном агрегате может отслоиться и привести к выходу из строя передачи.

Как показывает отечественный и зарубежный опыт холодного калибрования зубьев цилиндрических колес средних модулей, наилучшие результаты по точности калиброванных колес были достигнуты при оптимальной величине припуска на сторону зуба по диаметру делительной окружности в пределах 0,02...0,04 мм. Если припуск под калибрование чрезмерен, увеличивается размер зубьев, снижается точность обработки, на торцах зубьев, вершине и в основании зуба происходит избыточное выдавливание металла. Возможно также появление складок материала в зоне делительной окружности. Кроме того, в значительной степени изменяются свойства поверхностного слоя зубьев колеса (возникают явления перенаклепа металла), что снижает эксплуатационные свойства колеса. Возможны поломки зубьев накатников.

Заниженный припуск под холодное калибрование зубьев также опасен, так как в этом случае не устраняются следы резцов от подачи на профиле зуба, погрешности профиля, направления зуба, биение зубчатого венца и другие дефекты предшествующей обработки. Поэтому стабильность получения оптимального припуска под холодное калибрование имеет определенное значение при достижении заданной высокой точности и качества зубчатых колес после калибрования.

Анализ отечественной и зарубежной научно-технической литературы показывает, что при нарезке зубьев колес перед холодным калиброванием червячными фрезами со специальным модифицированным профилем обеспечивается течение металла во время калибрования в направлении головки и ножки зуба обрабатываемого колеса. Точность зубофрезерования перед холодным калиброванием должна быть выше, чем перед шевингованием, так как исправляющая способность процесса холодного калибрования зубьев ниже, чем при шевинговании. Погрешность профиля зубчатого колеса перед калиброванием не должна превышать величины припуска под калибрование, так как в противном случае на профиле калиброванного зуба останутся следы фрезерования. Соотношение между величиной припуска на сторону зуба  $\Delta$  и допуском  $F_{ir}''$  на колебание измерительного межосевого расстояния зубчатого колеса при зацеплении с эталоном (по данным справочной литературы) можно принять  $F_{ir}'' = 1,37\Delta$ . Поскольку оптимальный припуск под калибрование не должен превышать 0,04 мм, точность зубчатых колес по  $F_{ir}''$  после зубофрезерования должна быть не более 0,055 мм. Для

зубчатых колес автомобилей с делительным диаметром 125...400 мм и модулем  $m_n = 3,5...6,0$  мм по ГОСТ 1643–81 это соответствует 6-й степени точности.

Как показывает анализ номенклатуры зуборезных станков, применяемых в механообрабатывающих цехах отечественных автозаводов массового производства зубчатых колес, применяют в основном станки класса точности Н и червячные фрезы классов АА, А и В. При этих условиях обеспечивается точность зубофрезерования не выше 7-й степени ( $F_{ir}'' = 0,08...0,14$  мм). Таким образом, на калибрование зубьев в основном поступают зубчатые колеса с завышенным припуском. Исследование стабильности припуска под операцию холодного калибрования зубьев, проведенное на АМО ЗИЛ, где внедрен процесс холодного калибрования шестерни коленчатого вала двигателя на станках фирмы "Лоренц", показало, что свыше 30 % фрезерованных колес имеют завышенный припуск и не могут быть качественно обработаны на зубокалибровочном станке. Для гарантированного обеспечения заданного качества зубообработки и надежной работы зубокалибровочного станка-автомата по существующей технологии перед установкой в магазин-накопитель выполняют 100%-ный контроль размера зубчатого венца, прикатывая зубчатые колеса между двумя эталонными колесами, и базового отверстия (жестким гладким калибром). Колеса с завышенными припусками обрабатывают на зубошевинговальном станке, установленном рядом с калибровочным.

Производительность, стабильность, точность и экономическая эффективность зубообработки цилиндрических колес холодным калиброванием в производственных условиях могут быть существенно повышены при использовании специального станка для холодного калибрования зубьев (разработанного в МГТУ "МАМИ"), снабженного узлом стабилизации припуска под отделочную обработку пластиком деформированием металла (рис. 2). На этом станке перед операцией холодного калибрования зубьев вы-

полняют однопроходное шевингование без радиальной подачи по укороченному циклу при постоянном межосевом расстоянии шевера и обрабатываемого зубчатого колеса. Это расстояние выбирается таким образом, чтобы все зубчатые колеса с завышенным припуском после шевингования имели одинаковый припуск, равный оптимальному. Шевер, выполненный с заходным конусом, при такой установке на станке срезает излишний припуск и тем самым стабилизирует как величину припуска под калибрование зубьев, так и процесс холодного калибрования.

Последовательное выполнение операций однопроходного шевингования без радиальной подачи и холодного калибрования зубьев цилиндрических колес на одном станке обеспечивает следующие преимущества: наиболее полно реализуется принцип концентрации операций на одном станке; высвобождается производственная площадь; снижается трудоемкость обработки на 20 % в результате совмещения вспомогательного времени с машинным; при этом полностью исключен контроль зубчатых колес перед холодным калиброванием зубьев и гарантирована величина оптимального припуска под калибрование; стабилизируется процесс холодного калибрования при использовании на предварительных операциях зубонарезания зубофрезерных станков обычной точности класса Н; повышается производительность отделочной обработки зубьев в 4...5 раз по сравнению с традиционным шевингованием зубьев.

На разработанном в МГТУ "МАМИ" и внедренном на Мытищинском машиностроительном заводе (ЗАО "Метровагонмаш") модернизированном зубоотделочном станке UPW25x100 использована традиционная схема холодного калибрования зубьев двумя накатниками. Узел стабилизации припуска 1 (см. рис. 2) выполнен в виде шевинговальной головки с шевером 2 для однопроходного шевингования при постоянном межосевом расстоянии  $h$ . Для удаления стружки, образующейся при шевинговании, служит камера 3, выполненная в виде закрытого с четырех сторон кожуха с возможностью подачи в него под давлением моющей жидкости. Камера расположена на станке перед позицией холодного калибрования зубьев обрабатываемого колеса и предназначена для гарантированного исключения наиболее часто встречающегося дефекта – закатов (вдавливаний) стружки в поверхность зубьев колеса. Для перемещения обрабатываемого изделия из рабочей зоны стабилизации припуска через камеру удаления стружки в рабочую зону холодного калибрования служит каретка 4, перемещаемая по вертикальным направляющим 5. Циклограмма перемещений обрабатываемого изделия на станке приведена на рис. 3. Цикл перемещения ка-

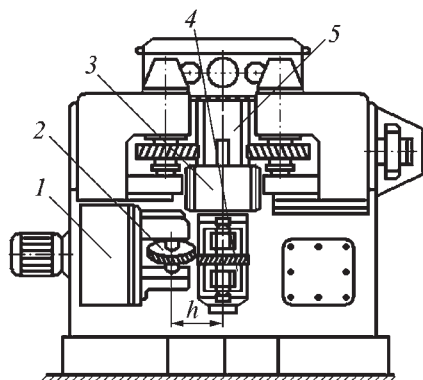


Рис. 2. Станок для холодного калибрования зубьев цилиндрических колес с устройством стабилизации припуска под калибрование

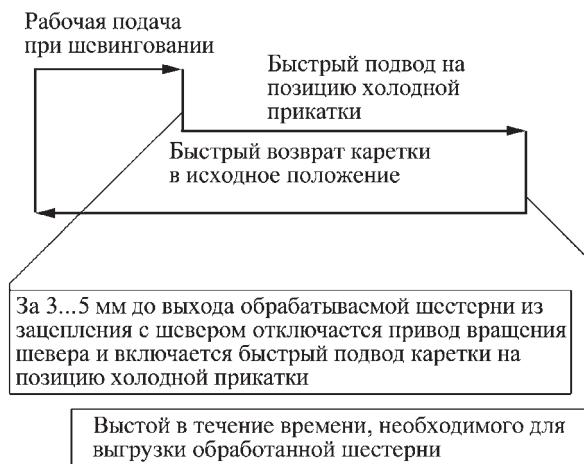


Рис. 3. Циклограмма перемещений обрабатываемого изделия на станке UPW-63M

ретки включает подачу при стабилизации припуска, ускоренное перемещение в зону холодного калибрования и быстрый возврат в исходное положение. По предварительным подсчетам, продолжительность цикла обработки зубчатого колеса коробки перемены передач автомобиля на новом станке составляет 0,85 мин, что в 3...4 раза меньше, чем при шевинговании. По сравнению с используемой на АМО ЗИЛ технологией холодного калибрования шестерни коленвала двигателя обработка на новом станке обеспечивает повышение производительности в 1,5 раза.

Для исследования исправляющей способности процесса холодного калибрования с предварительной стабилизацией припуска была обработана партия зубчатых колес ( $m_n = 3,5$  мм,  $Z = 38$ ,  $\beta = 20^\circ 40'$  и  $b_w = 28$  мм). Зубонарезание проводили на зубофрезерном станке класса Н фирмы "Пфаутер"; предварительное шевингование – на станке 5702 шевром для однопроходного шевингования с углом заборного конуса  $\gamma = 5^\circ$ ; холодное калибрование зубьев – на модернизированном профиленакатном станке UWP 25x100. Обработку колес экспериментальной партии выполняли на следующих режимах резания:  $v = 50$  м/мин,  $S = 3$  мм/об – для зубофрезерования;  $v = 115$  м/мин,  $S = 0,56$  мм/об – для однопроходного шевингования;  $v = 38$  м/мин,  $S = 60$  м/мин,  $P = 50$  кН – для холодного калибрования зубьев.

На точечной диаграмме (рис. 4) приведена величина колебаний измерительного межосевого расстояния за оборот колеса при зацеплении с эталонным колесом по этапам обработки: 1-й этап – зубофрезерование червячной фрезой; 2-й – однопроходное зубошевингование; 3-й – холодное калибрование зубьев непосредственно после зубофрезерования и 4-й –

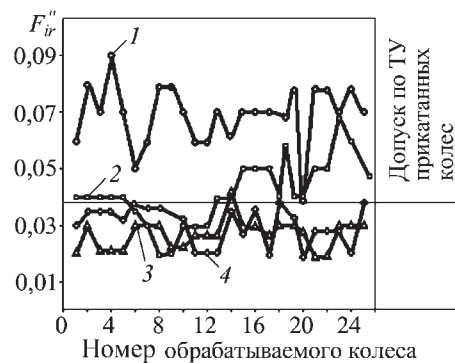


Рис. 4. Диаграмма точности зубчатых колес по этапам зубообработки:

1 – зубофрезерование; 2 – однопроходное зубошевингование; 3 – холодное калибрование непосредственно после зубофрезерования; 4 – холодное калибрование с предварительной стабилизацией припуска

холодное калибрование зубьев колеса с предварительной стабилизацией припуска. Как видно на диаграмме, 100 % зубчатых колес, обработанных холодным калиброванием после предварительного однопроходного шевингования с постоянным межосевым расстоянием, соответствуют техническим условиям, в то время как холодное калибрование непосредственно после зубофрезерования не обеспечивает 100%-ной точности.

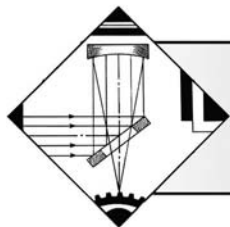
### Вывод

Предварительная стабилизация припуска под холодное калибрование зубьев при отделочной обработке трансмиссионных зубчатых колес автомобилей позволяет гарантированно обеспечить заданную высокую точность обработки зубчатых венцов при использовании для операции предварительного зубофрезерования станков нормальной точности (класса Н) и червячных фрез классов АА, А и В.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Калашников С.Н., Игнатьев В.Г. Холодная прикатка зубьев цилиндрических зубчатых колес // Автомобильная промышленность. № 3. 1976.
2. Шевингование-прикатка цилиндрических зубчатых колес для повышения точности и качества обработки поверхности / Е.Н. Валиков, О.И. Борискин, В.А. Белякова, А.С. Ямников // Справочник. Инженерный журнал. 2008. № 4. С. 18–23.
3. Виноградов В.М. Новый способ зубоотделки цилиндрических колес и станок для его реализации в массовом производстве / Межвузовский сб. "Совершенствование процессов обработки и сборки деталей автомобилей в условиях применения гибких автоматизированных комплексов". М., 1987.





## ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.Д. Теряев, О.А. Быщенко, Д.А. Теряев, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко (ММП им. В.Н. Чернышева (Москва))

### Структурные изменения в поверхностных слоях деталей из титановых сплавов ВТ6 и ВТ9 при облучении импульсными электронными пучками<sup>1</sup>

*Проанализированы экспериментальные данные о влиянии режимов облучения высокоэнергетическими импульсными электронными пучками на физико-химическое состояние поверхностных слоев лопаток ГТД из жаропрочных  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов (ВТ6 и ВТ9).*

**Ключевые слова:** титановые сплавы, электронно-лучевая обработка, усталостная прочность, эрозионная стойкость, просвечивающая электронная микроскопия.

*The present paper reviews the experimental results dedicated to the effect of irradiating conditions with intense pulsed electron beams on physical and chemical state of the surface layer of gas turbine engine blades from VT6 and VT9 refractory  $\alpha+\beta$ -titanium alloys.*

**Keywords:** titanium alloys, electron-beam treatment, fatigue strength, erosion resistance, transmission electron microscopy.

#### Введение

В работах [1, 2] экспериментально показано, что путем облучения высокоэнергетическим импульсным электронным пучком (СИЭП) микросекундной длительности можно модифицировать ~20-микронные поверхностные слои лопаток из жаропрочных  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов. Установлено, что при облучении в поверхностных слоях лопаток из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов в зависимости от плотности энергии в импульсе протекают следующие процессы: плавление, перераспределение элементов, кратерообразование, изменение фазового состава и дислокационной структуры, абляция, высокоскоростная кристаллизация из расплава, изменение микроструктуры (от игольчатой до глобулярной), формирование остаточных растягивающих или сжимающих напряжений и др.

Кроме того, в этих же работах исследовано влияние режимов электронно-лучевой и финишной термической или термомеханической обработок на эксплуатационные свойства лопаток из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов ВТ6 и ВТ9 и установлено, что путем облучения СИЭП в ускорителе "Гега-1" при энергии электронов 115...120 кэВ, плотности энергии 18...20 Дж/см<sup>2</sup> и числе импульсов более 2 можно повысить следующие характеристики лопаток: предел выносливости  $\sigma_{-1}$  — от 10 до 40 %; эрозионную стой-

кость — более чем в 2 раза; жаростойкость — более чем в 3 раза; сопротивление горячей солевой коррозии — более чем в 4 раза. В то же время отсутствуют исследования субструктуры, формируемой в поверхностных слоях на стадии облучения, что не позволяет дать однозначного ответа на вопрос о причинах различного поведения обработанных СИЭП лопаток из сплавов ВТ6 и ВТ9 при проведении усталостных испытаний. Облученные при аналогичных условиях лопатки из сплава ВТ6 характеризовались повышением  $\sigma_{-1}$  на 20 % непосредственно после обработки СИЭП и на 40 % после финишной термической обработки при 520...560 °С в вакууме  $1,33 \cdot 10^{-4}$  Па в течение 2 ч, а лопатки из сплава ВТ9 — резким снижением  $\sigma_{-1}$  на 80 % после облучения и только в результате финишной термомеханической обработки при 520...560 °С и нагрузке 160...180 МПа удавалось повысить предел усталости на 20 %.

Цель данной работы — исследование методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеновского микроанализа химического состава и микроструктуры металла поверхностных слоев лопаток из сплавов ВТ6 и ВТ9, подвергнутых обработке СИЭП.

#### Материалы, оборудование и методики исследования

Исследовали серийные лопатки вентилятора и компрессора ГТР РД33, изготавливаемые на ММП им. В.В. Чернышева из сплавов ВТ6 и ВТ9. Состоя-

<sup>1</sup>Работа поддержана РФФИ (проект № 05–08–01498а).

ние материала в поверхностных слоях лопаток исследовали методами *рентгеновского микроанализа* (РМА), ПЭМ и оптической металлографии. Обработку мишеней СИЭП [1, 2] проводили в ускорителе "Гега-1" при следующих режимах: энергия электронов 120 кэВ; длительность импульса 30 мкс; плотность энергии в пучке 18...20 Дж/см<sup>2</sup>; площадь поперечного сечения пучка 80 см<sup>2</sup>; неоднородность плотности по сечению пучка менее 10 %. После облучения из лопаток вырезали образцы размером 15×10 мм, из которых механическим, электрохимическим и химическим методами приготавливали тонкие фольги для определения микроструктуры в объемных слоях и в перекристаллизованном слое на глубине 10...15 мкм с помощью ПЭМ.

### Экспериментальные данные и их обсуждение

Результаты исследования (рис. 1–3) методом ПЭМ свидетельствуют о том, что исходная микроструктура сплавов ВТ9 и ВТ6 является глобулярно-пластинчатой, двухфазной, с удлиненными субзернами  $\alpha$ -фазы размером 1...5 мкм (светлые области). По границам субзерен располагаются темные прослойки  $\beta$ -фазы (оторочка) или превращенной  $\beta$ -фазы (темные полосчатые области), являющейся пересыщенной мартенситной  $\alpha'$ -фазой. После облучения лопаток из сплава ВТ9 микроструктура в поверхностном слое является полностью мартенситной с различно ориентированными  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -пластинами.

После обработки СИЭП лопаток из сплава ВТ9 микроструктура в поверхностном слое является полностью мартенситной с  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -пластинами различной кристаллографической ориентации. Эти пластины игольчатой формы толщиной до 200 нм наблюдаются как в продольном, так и поперечном сечениях лопатки. По сравнению с  $\alpha$ -пластинами, присутствующими в поверхностных слоях серийных лопаток из сплава ВТ9, мартенситные пластины имеют игольчатую форму и характеризуются значительно меньшими размерами, наличием первичных и вторичных двойников и повышенной плотностью дислокаций. Кроме того, в окрестности сформированных при высокоскоростной перекристаллизации  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -пластин присутствуют мелкодисперсные выделения, обогащенные алюминием и молибденом (см. таблицу). Образование такого рода конгломератов не зафиксировано в лопатках из сплава ВТ6.

Процесс высокоскоростной направленной кристаллизации начинает протекать в поверхно-

стом слое лопаток непосредственно после прекращения действия импульса при реализации облучения в режиме "плавления" [1, 2]. Поскольку в данном случае затравками при кристаллизации являются края структурных элементов сплава (пластин или глобул), направления их роста будут определяться ориентацией этих элементов и направлением теплоотвода. В этой связи при дендритном росте кристаллитов они взаимодействуют друг с другом, направления их роста пересекаются и ориентация формируемых  $\alpha$ -пластин может не совпадать с нормалью к поверхности, что и

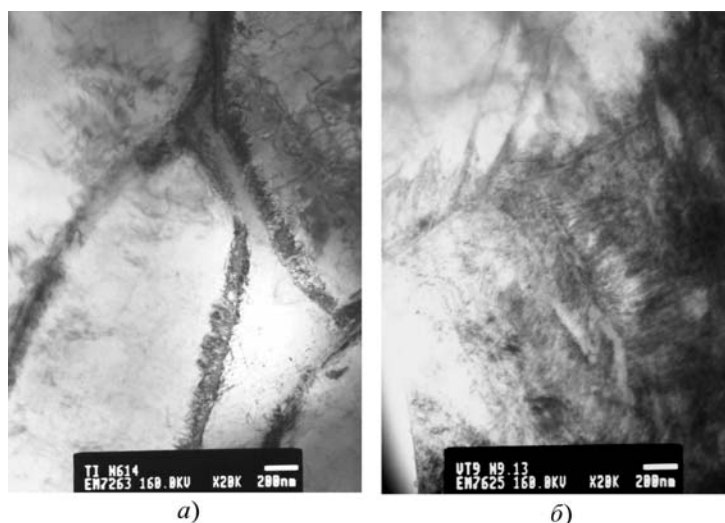


Рис. 1. ПЭМ-изображение микроструктур материала серийных лопаток из сплавов ВТ6 (а) и ВТ9 (б)

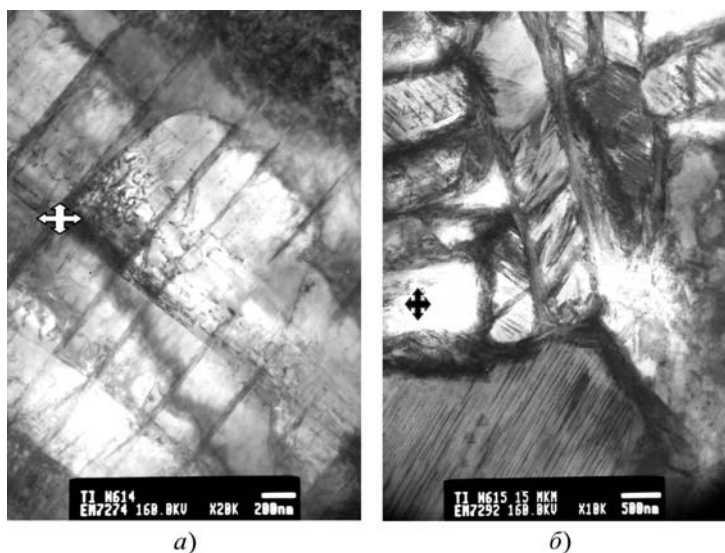


Рис. 2. ПЭМ-изображение микроструктуры материала на глубине 10...15 мкм облученных лопаток из сплава ВТ6:

а –  $\alpha'$ - или  $\alpha''$ -пластины в пределах  $\alpha$ -колонии; б – структурные элементы с развитой дислокационной структурой

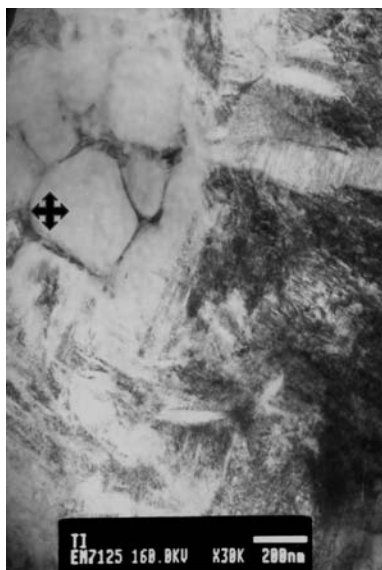


Рис. 3. ПЭМ-изображение микроструктуры материала на глубине 10...15 мкм облученных лопаток из сплава ВТ9 (отмечена точка РМА)

Элементный состав материала лопаток после обработки СИЭП на глубине 10...15 мкм, по данным РМА (масс. %)

Сплав	Макроточка	Al	Mo	V
ВТ6	$\alpha'$ - или $\alpha$ -пластины	6,1	—	2,7
	Оторочка $\alpha'$ - или $\alpha$ -пластин	6,1	—	3,9
ВТ9	$\alpha'$ - или $\alpha$ -пластины	7,5	4,0	—
	Оторочка $\alpha'$ - или $\alpha$ -пластин	6,8	9,5	—
	Глобулярное выделение	10,4	1,1	—

наблюдается на практике [1, 2]. При высокоскоростной и высокоградиентной кристаллизации титановых сплавов создаются условия для протекания ликвации в поверхностном слое.

Наиболее благоприятны условия для реализации ликвации в поверхностных слоях материала лопаток из сплава ВТ9, что обусловлено высокими значениями коэффициента стабилизации  $\beta$ -фазы для сплава ВТ9  $K_\beta = 0,45$  ( $K_\beta = 0,3$  для сплава ВТ6) и коэффициента распределения молибдена  $K_0$  (1,83 – Мо, 0,80 – V). Кроме того, ванадий имеет более высокие коэффициент диффузии в титане и растворимость в  $\alpha$ -фазе (до 3,5 масс. %), чем молибден (до 2 масс. %). Высокая дисперсность конгломератов  $\beta$ -фазы связана с тем, что продолжительность обработки  $t$  материала поверхностного слоя в  $\beta$ - и  $\alpha+\beta$ -областях не превышает нескольких сотен микросекунд ( $10^{-6}$ – $10^{-4}$  с) (рис. 4). За это время рост сформирован-

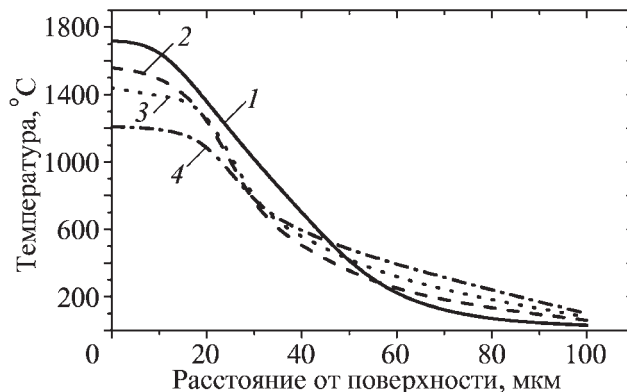


Рис. 4. Температурные профили в поверхностном слое облученных мишеней из сплава ВТ6 после завершения действия импульса ( $W = 20$  Дж/см<sup>2</sup>): 1–4 –  $t$  равно 0, 30, 50 и 100 мкс соответственно

ных зародышей  $\beta$ -фазы в условиях высокого градиента температур приводит к образованию тонкодисперсных пластин (игольчатый тип микроструктуры). Поэтому структурные неоднородности после завершения кристаллизации в поверхностных слоях деталей из сплава ВТ6 в отличие от мишеней из сплава ВТ9 могут быть легко устранены с помощью финишной термической обработки в вакууме. Для деталей же из сплава ВТ9 необходимо проводить термомеханическую обработку [1, 2].

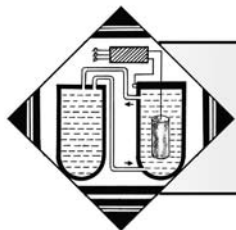
### Вывод

Облучение СИЭП в режиме плавления приводит к формированию в поверхностном слое лопаток из титановых сплавов ВТ6 и ВТ9 толщиной 20...25 мкм тонкодисперсной пластинчатой (игольчатой) микроструктуры. При этом в отличие от лопаток из сплава ВТ6 в модифицированном поверхностном слое лопаток из сплава ВТ9 отмечено присутствие глобулярных выделений размером 10...100 нм с повышенной концентрацией алюминия или молибдена.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Механизмы перераспределения элементов в поверхностных слоях деталей из жаропрочных материалов при их облучении сильноточными импульсными электронными пучками / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.Б. Белов и др. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 2. С. 32–41.
2. Кратерообразование на поверхности деталей из титановых сплавов при облучении сильноточными импульсными электронными пучками / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.Ф. Львов и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1. С. 19–25.





А.Д. Верхотуров, П.С. Гордиенко, Л.А. Коневцов, Е.С. Панин  
(Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН)

## Исследование микро-, макроструктуры, фазового и химического состава поверхностного слоя твердого сплава ВК8 после электроискрового легирования металлами

*Исследована макроструктура фазового и химического состава поверхности вольфрамсодержащих твердых сплавов в процессе электроискрового легирования Ti и Ta. Показано, что в зависимости от удельного времени легирования наблюдается формирование слоя вследствие образования  $CoTiO_3$ , WC,  $WC_{1-x}$ . При этом происходит стабилизация фазового состава начиная с  $t = 2,5$  мин/см<sup>2</sup>. При значительном  $t$  (5...7 мин/см<sup>2</sup>) наблюдается образование нитридов TiN, TaN. Данные химического анализа подтверждают особенности формирования легируемого слоя.*

**Ключевые слова:** электроискровое легирование, вольфрамсодержащий твердый сплав, химический состав, структура, поверхностный слой, электрод.

*Are carried out researches of a macrostructure phases and a chemical compound of a surface layer of hard tungsten alloys during electric-spark alloying by Ti and Ta. It is shown, that depending on specific time electric-spark alloying formation of a layer is due to formation  $CoTiO_3$ , WC,  $WC_{1-x}$  is observed. Thus there is a stabilization of phase structure, since  $t = 2,5$  min/sm<sup>2</sup>. At significant  $t = 5-7$  min/sm<sup>2</sup> formation of nitrides TiN, TaN is observed. Data of the chemical analysis confirm features of formation of an alloyed layer.*

**Keywords:** electric-spark alloying (ESA), tungsten-bearing hard alloys, chemical composition, structure, surface layer, electrode.

### Введение

Эффективность процесса формирования поверхностного слоя при электроискровом легировании (ЭИЛ) определяют [1] после исследования кинетики массопереноса ( $\Sigma \Delta k$ ,  $\Delta k-t$ ) с определением коэффициента переноса  $K_n$ , порога хрупкого разрушения  $t_x$  и максимального суммарного переноса материала анода до  $t_x$   $\left( \sum_{t=0}^{t_x} \Delta k \right)$ . Однако при исследовании кинетики

формирования легированного слоя и определении его эффективности невозможно проследить изменения микро-, макроструктуры, фазового и химического состава (ФХС) легированного слоя, выявить тенденцию изменения его свойств, режимов легирования, в частности определить оптимальное время легирования  $t_0$ , что важно при использовании метода ЭИЛ на практике. Кроме того, исследование микро-, макроструктуры, ФХС в процессе ЭИЛ необходимо для разработки физико-химической модели ЭИЛ.

В этой связи можно предположить, что в процессе ЭИЛ в результате изменения состава и структуры поверхностных слоев электродов [2, 3], а также их на-

грева будут изменяться микро- и макроструктура легированного слоя и его ФХС. Кроме того, в процессе ЭИЛ в связи с особенностью воздействия искровых разрядов на поверхность электродов с повышением удельного времени легирования будет наблюдаться постепенное формирование покрытия на обрабатываемой поверхности из материала легирующего электрода, что также должно приводить к изменению ФХС легированного слоя.

В соответствии с обобщениями работ [4, 5] целью исследования ФХС является изучение возможности образования в легированном слое карбидов, боридов, нитридов металлов IV–VI групп, превышающих физико-химические и эксплуатационные свойства карбида вольфрама – основы твердых сплавов.

В научно-технической литературе отсутствуют систематические сведения об изменении макро- и микроструктуры, ФХС легированного слоя, хотя они представляют научный и практический интерес, особенно при ЭИЛ *вольфрамсодержащих твердых сплавов* (ВТС) в связи с необходимостью повышения их работоспособности и экономии остродефицитных материалов.

В данной работе исследовали изменение структуры, ФХС материала покрытия, формируемого на по-



верхности твердого сплава ВК8 в процессе ЭИЛ легирующими металлами, а также подбирали режимы ЭИЛ и состав материала легирующих электродов.

### Методика и материалы

В качестве легирующего материала катода использовали ВТС системы WC-Co – псевдосплав ВК8, размер катода составлял 14×9×3,5 мм. В качестве легирующего материала (анода) применяли металлы IV–VI групп (99,99 % основного металла). Использование чистых металлов IV–VI групп объясняется отсутствием данных по изменению ФХС при ЭИЛ ВТС, в связи с чем целесообразно использование модельных электродных материалов. Кроме того, эти металлы позволяют получать в легированном слое тугоплавкие соединения.

ЭИЛ проводили на следующих установках: "Корона-1101" ( $I_{cp} = 0,7$  А;  $U_{cp} = 40$  В;  $t_{имп} = 12 \cdot 10^{-5}$  с; средняя частота  $\gamma^{cp} = 50$  импульсов в секунду;  $E_{расч} = 10,08$  Дж/мин) и "ИМЭИ0101А" (производства Института материаловедения ХаБНЦ ДВО РАН) ( $I_{cp} = 1,6$  А;  $U_{cp} = 35$  В;  $t_{имп} = 2 \cdot 10^{-5}$  с;  $\gamma^{cp} = 400$  имп./с;  $E_{расч} = 26,88$  Дж/мин). Металлографический, рентгенофазовый, электронно-зондовый анализы проводили на установках EVO-50 XVP, D8 ADVANCE, WDS/EDS JXA-8100. Для исследования микроструктуры материалов анода, катода и продуктов эрозии использовали микроскопы "МИМ-10", "БИОЛАМ-М", ЭМА-100, ЭМВ-100В, Axiosplan-2 (Carl-Zeiss).

Исследование проводили в следующей последовательности.

1. Предварительное исследование кинетики массопереноса модельных материалов IV–VI групп при ЭИЛ поверхностей ВТС с анализом полученных данных по эффективности процесса формирования легирующего слоя.

2. Выбор модельных материалов с наибольшим суммарным массопереносом  $\sum_{t=0}^{t=t_k} \Delta k$ , не имеющих порога хрупкого разрушения в пределах назначенных режимов обработки. Установлено, что такими металлами являются Ti и Ta, однако эти металлы входят в состав наиболее прочных, износостойких, но дефицитных ВТС.

3. Детальное исследование кинетики массопереноса электродных материалов из Ti и Ta на поверхность сплава ВК8 с определением  $\Delta k$ ,  $K_n$  в процессе ЭИЛ.

4. Выбор наиболее значимых значений удельного времени  $t$  ЭИЛ, при которых необходимо проводить исследование структуры, ФХС легированного слоя.

5. Исследование структуры, ФХС легированного слоя.

6. Анализ, обобщение результатов исследований.

### Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведена зависимость суммарного привеса  $\Sigma \Delta k$  материала подложки (катода), коэффициента переноса  $K_n$  материала легирующего электрода на катод от удельного времени обработки  $t$  при ЭИЛ сплава ВК8 электродами из Ta (1, 2, 5, 8) и Ti (3, 4, 6, 7) на установках "ИМЭИ0101А" ("И") (1, 3, 6, 8) и "КОРОНА-0101" ("К") (2, 4, 5, 7).

Видно, что при  $t = 5$  мин/см<sup>2</sup> для Ti зависимость имеет максимум, а для Ta значения стабилизируются. В то же время как для Ti, так и Ta значения  $K_n$  уменьшаются с увеличением  $t$  при ЭИЛ на обеих установках.

Значения суммарного привеса  $\Sigma \Delta k$  на установке "И" существенно превышают значения, полученные на стандартной установке "К", что связано с большими значениями энергии  $E$  и тока  $I$  на установке "И". Однако коэффициенты переноса при этом отличаются несущественно.

В соответствии с работами [2, 3] в этом случае  $t_0 \leq 5$  мин/см<sup>2</sup>, так как превышение  $t_0$  должно приводить к интенсивному хрупкому разрушению легированного слоя. В связи с этим представляет интерес исследование ФХС образцов на начальном этапе формирования легированного слоя при  $t_0$ , равном 0,5, 1,0 и 2,5 мин/см<sup>2</sup>, когда удельный прирост массы катода

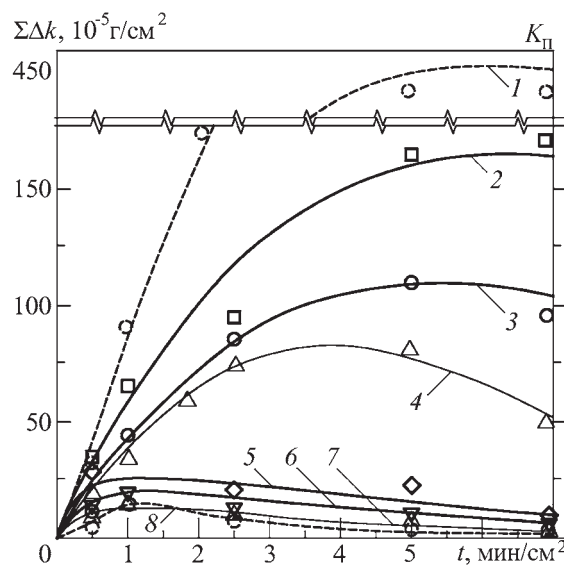


Рис. 1. Зависимость удельного привеса  $\Sigma \Delta k$  (1–4) и коэффициента массопереноса  $K_n$  (5–8) от удельного времени легирования  $t$

$\Delta k$  имеет тенденцию к повышению, а также 5,0 и 7,0 мин/см<sup>2</sup>, когда наблюдается наибольший  $\Sigma \Delta k$  для Ti (при 5,0 мин/см<sup>2</sup>) и разрушение легированного слоя (при 7,0 мин/см<sup>2</sup>), при этом для Ta наблюдается стабилизация значений  $\Sigma \Delta k$  при  $\Delta k = 0$ .

Исследовали ФХС образцов из сплава ВК8 после ЭИЛ при времени обработки 0,5, 1,0, 2,5, 5,0 и 7,0 мин/см<sup>2</sup> на приведенных установках и режимах, обеспечивающих наибольший  $K_n$ .

На рис. 2 приведена фрактография поверхности сплава ВК8 до и после ЭИЛ (на установке "И" получен большой  $K_n$ ), поверхности Ti (анода), а также продукты эрозии Ti и Ta. На рис. 3 приведен фазовый состав данных поверхностей до и после ЭИЛ, а также фазовый состав титанового электрода после ЭИЛ на установке "И" (рис. 3, ж).

Можно полагать, что искровой разряд имеет стохастический характер, зависмый от изменения шероховатости поверхностей анода и катода, их составов, изменения температуры межэлектродного промежутка и его состава, кинематики движения электрода и др.

В связи с этим искровой разряд может происходить как до контакта электродов с образованием кратера, распылением продуктов эрозии в лунку и вокруг нее, так и при контакте электродов с контактным переносом материала анода на катод с образованием лунки, в центре которой наблюдается перенесенный материал. Это соответствует данным работы [6] о механизме образования покрытий, формировании кратеров в процессе ЭИЛ металлических поверхностей при единичных разрядах.

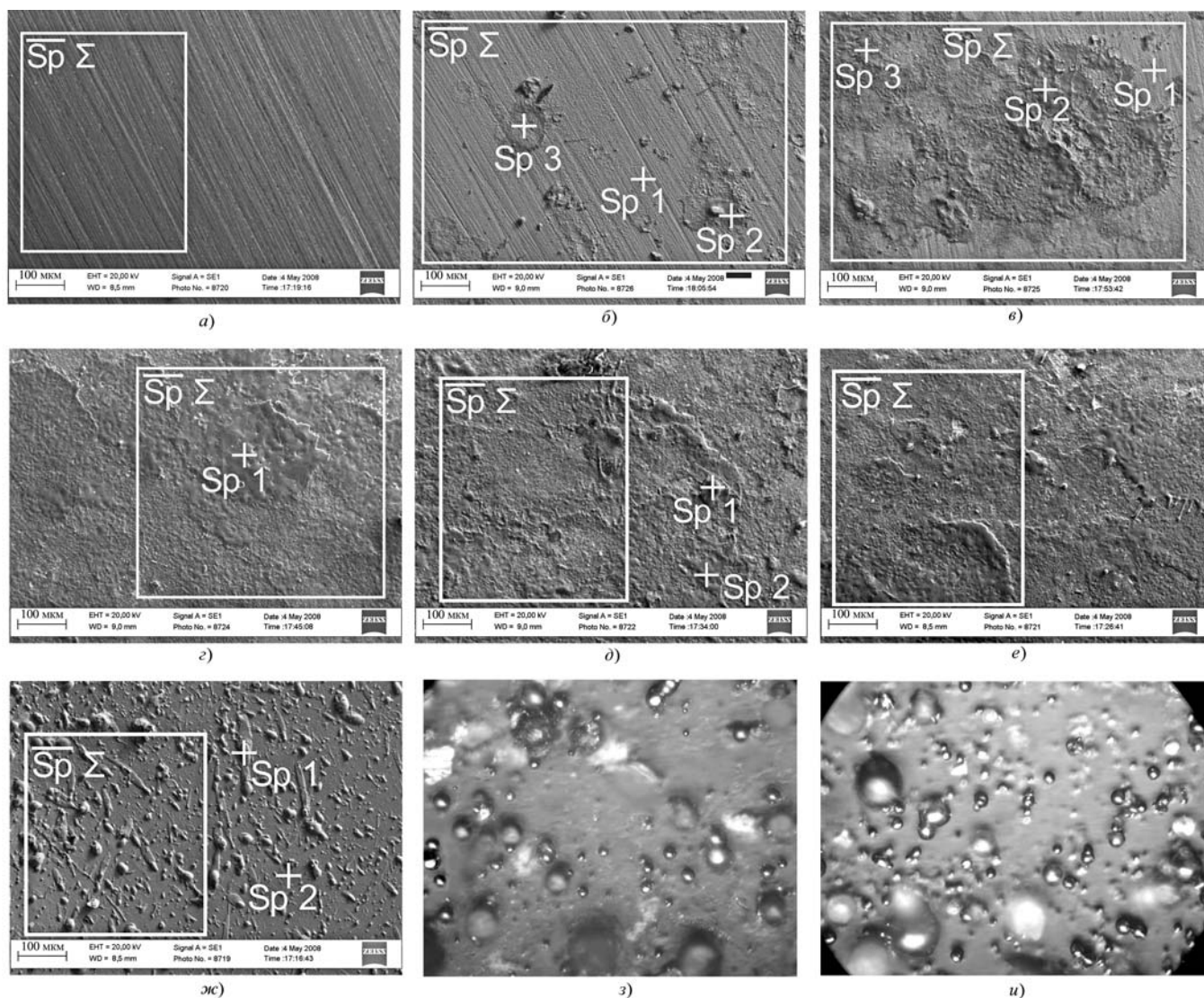


Рис. 2. Фрактография поверхности сплава ВК8 до (а) и после ЭИЛ при  $t$ , равном 0,5 (б), 1,0 (в), 2,5 (г), 5,0 (д) и 7,0 (е) (мин); Ti-анода (ж), продуктов эрозии Ti (з) и Ta (и)

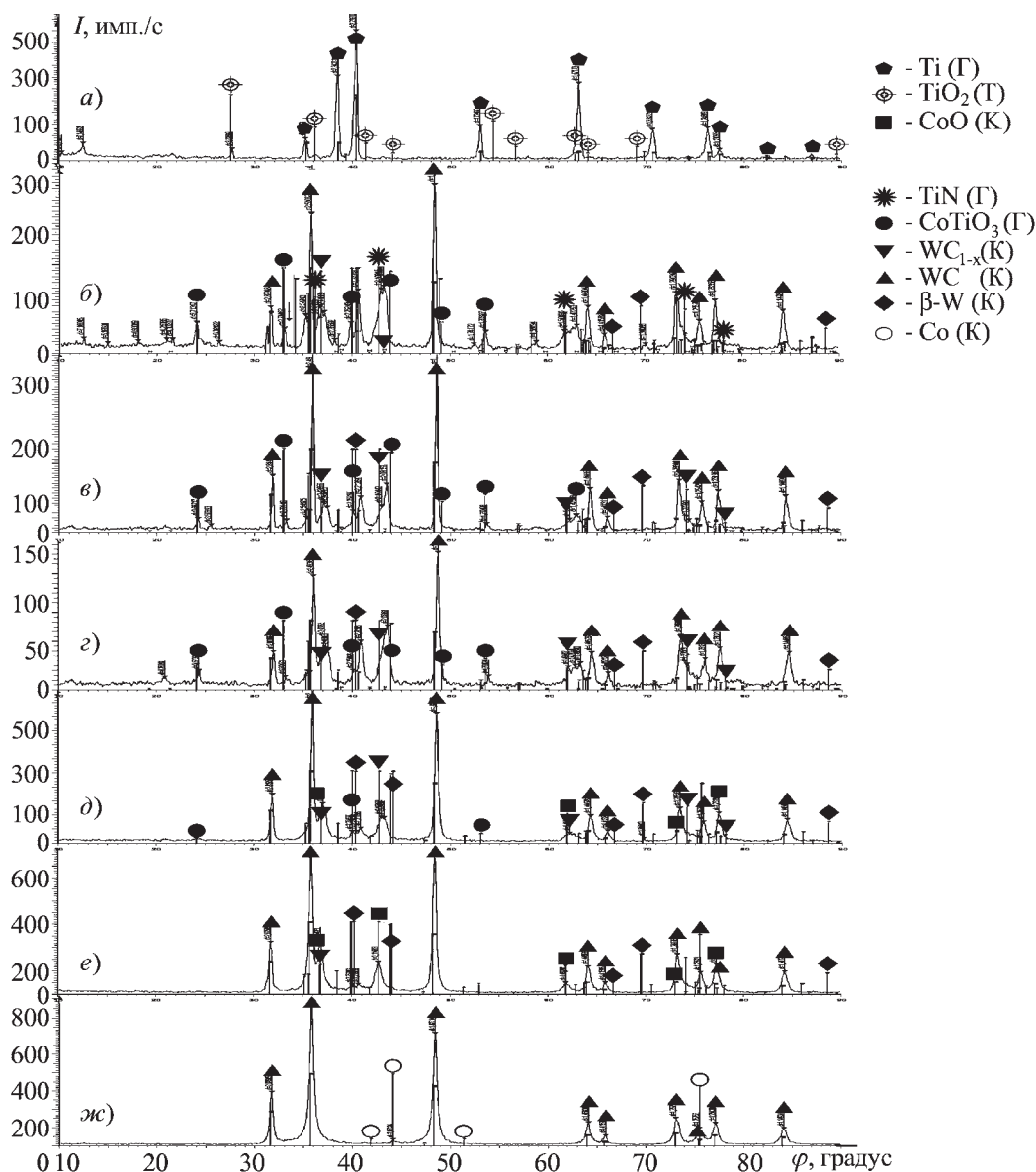


Рис. 3. Зависимость фазового состава поверхностей сплава ВК8 от длительности ЭИЛ:  
 а – без покрытия; б–е –  $t$  равно 0,5, 1, 2,5, 5 и 7 мин соответственно

Таким образом, на поверхности сплава при ЭИЛ можно выделить ряд характерных участков: участки контактного взаимодействия анода с образованием кратера и формированием в его центре возвышенности в результате переноса материала электрода на ВТС; образование кратера без контактного переноса материала; распыление продуктов эрозии на поверхности.

С учетом данных работы [6] были выбраны следующие характерные участки поверхностей и места взятия проб для определения химического состава покрытия (обозначены Sp на рис. 2):

1. Место контактного взаимодействия электродов с формированием кратера, с выступающим в центре

него образованием в результате контактного переноса материала легирующего электрода (Sp 2). В лунке кратера проба взята в точке, обозначенной крестиком. Диаметр электронного пучка 1 мкм.

2. Место формирования кратера, образованного в результате бесконтактного переноса материала (Sp 3).

3. Место на непокрытой поверхности (Sp 1).

4. Область распыления продуктов эрозии на поверхности ВТС (Sp Σ – по площади, выделенной рамками).

На рис. 2 видно, что с возрастанием удельного времени  $t$  происходит постепенное заполнение поверхности перенесенным материалом на образец



ВК8, достигая 100%-ной сплошности (на данных режимах обработки) при  $t = 2,5$  мин/см<sup>2</sup>, и окончательно завершается формированием легированного слоя при  $t = 5,0...7,0$  мин/см<sup>2</sup>. До начала ЭИЛ на поверхности ВТС присутствуют характерные продольные полосы (рис. 2, а) с параметром шероховатости  $Ra \approx 0,8$  мкм, образованные после шлифования алмазным кругом. Фазовый состав этой поверхности – WC и Co с кубическими решетками.

Химический состав материала поверхности (рис. 4, а) (% вес.): 82,33 W, 6,79 Co, 8,72 C и 2,16 O. Небольшое количество кислорода (табл. 1) обусловлено нагревом поверхности в процессе шлифования и взаимодействием кислорода воздуха с элементами ВТС.

После ЭИЛ при  $t = 0,5$  мин/см<sup>2</sup> (рис. 2, б) наблюдаются характерные участки, поверхность образца не заполнена полностью перенесенным материалом, средняя сплошность 15...35 %, видны непокрытые места поверхности. Фазовый состав поверхности (рис. 3, б) WC<sub>1-x</sub>, WC, также наблюдаются β-W и CoO, все фазы с кубическими кристаллическими решетками (рис. 3, а).

Материал в зоне контактного переноса (рис. 3, б, Sp 2) состоит преимущественно из Ti (74,54 % вес.), что подтверждает контактный перенос материала анода в процессе ЭИЛ, кроме того, в этой зоне находится W (~18 % вес.). Однако содержание C и Co значительно снижается вследствие распада WC и образования WC<sub>1-x</sub>. Присутствие на поверхности β-W связано с распадом WC при ЭИЛ:  $WC + O_2 = \beta-W + CO_2 \uparrow$ . Следует отметить, что при искровом разряде образовавшаяся без контактного переноса лунка (Sp 3) содержит в поверхностном слое Ti, а также в меньшем количестве Co, по сравнению с нелегированной поверхностью. Можно предположить, что поверхность кратера покрывается распыленным материалом анода вследствие испарения с его поверхности. Видно, что в начальный момент ЭИЛ наблюдаются участки взаимодействия материала электродов (Ti–ВК8) с формированием кратероподобных образований (рис. 2, б, Sp 2, Sp 3), а также мест взаимодействия продуктов эрозии с подложкой (рис. 2, б, Sp Σ). Химический состав покрытия приведен в табл. 2.

С увеличением длительности ЭИЛ до 1,0 мин/см<sup>2</sup> (рис. 2, в) наблюдаются лишь отдельные участки без покрытия, средняя сплошность покрытия составляет ~50...70 %. Фазовый состав практически не изменился (рис. 3, в) (WC, WC<sub>1-x</sub>, β-W, CoO), но появляются следы CoTiO<sub>3</sub>, имеющего гексагональную кристаллическую решетку.

При этом на начальном периоде ЭИЛ ( $t = 0,5...1,0$  мин/см<sup>2</sup>) остаются места исходной поверхности ВТС (гребешки шероховатости), которые ста-

Таблица 1

Химический состав участка сплава ВК8 без покрытия

Участок	Содержание, % вес.			
	C	O	Co	W
Sp Σ (по поверхности)	8,72	2,16	6,79	82,33

Таблица 2

Химический состав участков покрытия при  $t = 0,5$  мин/см<sup>2</sup>

Участок	Содержание, % вес.				
	C	O	Ti	Co	W
Sp Σ (по всей поверхности)	7,77	5,26	9,60	6,30	71,07
Sp 1 (без прямого воздействия искрового разряда)	7,82	3,80	4,27	11,34	72,77
Sp 2 (кратер с контактным переносом)	4,49	–	74,54	1,68	17,57

новятся все более сглаженными и размытыми с увеличением времени легирования в результате осаждения на них материала легирующего электрода от переноса на катод осаждающихся паров CoO и TiO<sub>2</sub>.

Однако химический состав отдельных участков покрытия различный (табл. 3).

При  $t = 2,5$  мин/см<sup>2</sup> (рис. 2, г) сплошность покрытия достигает практически 100 %. При этом фазовый состав уже отличается, появляется оксид CoTiO<sub>3</sub> с гексагональной кристаллической решеткой (рис. 3, г), наличие которого наблюдается и в дальнейшем в процессе ЭИЛ. Однако фаза CoO при увеличении длительности легирования больше не наблюдается.

Таблица 3

Химический состав участков покрытия при  $t = 1,0$  мин/см<sup>2</sup>

Участок	Содержание, % вес.				
	C	O	Ti	Co	W
Sp Σ (по всей поверхности)	4,57	20,94	47,32	2,27	24,89
Sp 1 (без прямого воздействия искрового разряда)	11,06	8,96	8,01	3,82	68,14
Sp 2 (возвышенность участка контактного переноса)	2,77	29,95	65,84	–	0,94
Sp 3 (серединный участок контактного переноса)	7,27	30,79	57,44	0,60	3,90



Таблица 4

Химический состав участков покрытия при  $t = 2,5 \text{ мин/см}^2$

Участок	Содержание, % вес.				
	C	O	Ti	Co	W
Sp $\Sigma$ (по всей поверхности)	3,47	32,44	57,78	0,75	5,57
Sp I (возвышенность участка контактного переноса)	1,91	32,84	63,45	–	1,29

При дальнейшей обработке в результате все возрастающего переноса материала с анода на катод и их нагрева происходит полное покрытие легируемой поверхности, хотя и в этом случае видны кратерообразные образования или их края, полученные в результате контактного взаимодействия материалов электродов (рис. 3, *г–е*, Sp  $\Sigma$ ).

Повышение удельного времени обработки до  $5,0 \text{ мин/см}^2$  (рис. 2, *д*) приводит к дальнейшей стабилизации ФХС упрочняемой поверхности. При этом различная окраска поверхности свидетельствует о наличии различных оксидов в легированном слое, на некоторых участках появляются трещины; фазовый состав при  $t = 5,0 \text{ мин/см}^2$  (рис. 3, *д*) аналогичен составу при  $t = 2,5 \text{ мин}$  (рис. 3, *г*). Химический состав легированного слоя приведен в табл. 5.

При дальнейшем увеличении удельного времени до  $7,0 \text{ мин/см}^2$  структура поверхностного слоя становится более равномерной (рис. 2, *е*), при этом существенно изменяется фазовый состав (рис. 3, *е*). Появляется нитрид титана TiN с кубической кристаллической решеткой, а некоторые участки содержат следы нитрида вольфрама WN с кубической кристаллической решеткой, который трудно получить методом порошковой металлургии (табл. 6).

Следует отметить, что после достижения 100%-ной сплошности ( $t = 2,5 \text{ мин/см}^2$ ) при ЭИЛ с

Таблица 5

Химический состав участков покрытия при  $t = 5,0 \text{ мин/см}^2$

Участок	Содержание, % вес.				
	C	O	Ti	Co	W
Sp $\Sigma$ (по всей поверхности)	6,08	29,35	51,82	2,17	10,58
Sp I (возвышенность участка контактного переноса)	3,67	42,54	49,93	0,52	3,34
Sp 2 (возвышенность участка контактного переноса)	2,76	32,74	61,64	0,62	2,25

Таблица 6

Химический состав участков покрытия при  $t = 7,0 \text{ мин/см}^2$

Участок	Содержание, % вес.					
	C	N	O	Ti	Co	W
Sp $\Sigma$ (по всей поверхности)	4,15	4,66	29,46	54,55	1,56	5,64

возрастанием удельного времени до  $t = 5,0...7,0 \text{ мин/см}^2$  до появления нитридов (см. рис. 3) наблюдается стабилизация химического состава элементов C, N, O, Ti, Co, W и появление N (рис. 4) в легированном слое.

На поверхности электрода после ЭИЛ видны закристаллизовавшиеся оплавленные частицы (рис. 2, *ж*), образовавшиеся в результате обратного переноса материала с катода на анод в жидкой и паровой фазах как результат воздействия продуктов электроэрозии (табл. 7).

Следует отметить, что фазовый состав материала анода практически не изменяется (рис. 3, *ж*) в процессе ЭИЛ и содержит Ti с гексагональной кристаллической решеткой и TiO<sub>2</sub> с тетрагональной кристаллической решеткой.

Процесс изменения фазового и химического состава легированного слоя ВТС в зависимости от удельного времени легирования можно условно разделить на ряд этапов:

–  $t = 0,5...1,0 \text{ мин/см}^2$ . В поверхностном слое в заметном количестве наблюдается перенесенный металл (Ti) и WC<sub>1-x</sub>, W, Co (результат распада WC), при этом уже при  $t = 1,0 \text{ мин/см}^2$  отмечаются следы углерода;

–  $t = 2,5...5 \text{ мин/см}^2$ . Кроме приведенных фаз наблюдается CoTiO<sub>3</sub>, образование которого возможно в

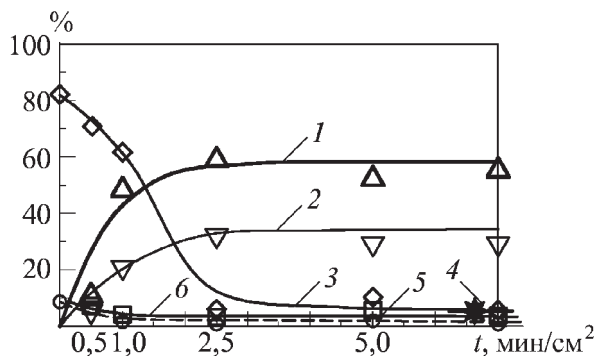


Рис. 4. Зависимость химического состава легированного слоя от удельного времени легирования:

1 – Ti; 2 – O; 3 – W; 4 – N; 5 – C; 6 – Co

Таблица 7

Химический состав участков Ti-анода при  $t = 7,0 \text{ мин/см}^2$

Участок	Содержание, % вес.			
	C	O	Ti	W
Sp 1 (по всей поверхности)	15,80	24,93	58,13	1,13
Sp 2 (возвышенность участка)	13,88	26,87	55,63	3,61
Sp 3 (участок без прямого воздействия)	9,39	20,72	69,89	—

соответствии с реакцией  $\text{TiO}_2 + \text{CoO} = \text{CoTiO}_3$ , наблюдается появление трещин;

–  $t = 5...7 \text{ мин/см}^2$ . В поверхностном слое появляются нитриды TiN.

Следует отметить, что при ЭИЛ образцов сплава ВК8 с применением электрода из Ta также наблюдается образование нитрида TaN в легированном слое.

Таким образом, повышение энергетического и теплового воздействий на материал электрода в процессе ЭИЛ приводит вначале к появлению заметного количества оксидов, а затем нитридов, с повышением времени легирования наблюдается образование шпинели  $\text{CoTiO}_3$  (см. рис. 3).

#### Выводы

1. При ЭИЛ вольфрамсодержащих твердых сплавов происходит постепенное заполнение поверхности катода продуктами эрозии материала анода и формирование легированного слоя. При удельном времени легирования не более  $5 \text{ мин/см}^2$  в поверхностном слое образуются шпинель  $\text{CoTiO}_3$ ,  $\text{WC}_{1-x}$ ,  $\beta\text{-W}$ .

2. Кроме контактного и бесконтактного электромагнитного переноса на поверхности катода происходит распыление материала (в паровой фазе с образованием наноксидного слоя) осаждающихся паров  $\text{CoO}$  и  $\text{TiO}_2$ .

3. При значительном удельном времени легирования (не менее  $7 \text{ мин/см}^2$ ) наблюдается образование нитридов легирующего электрода (TiN, TaN, WN).

4. С повышением оптимального времени обработки происходит постепенное выравнивание фазового и химического состава легированного слоя, хотя даже при значительном ( $t$  не менее  $5...7 \text{ мин/см}^2$ ) удельном времени легирования наблюдаются участки контактного переноса вещества на катод.

5. На основании полученных данных для получения фазового состава легированного слоя, содержащего карбиды (TiC, TaC) и нитриды (TiN, TaN), можно рекомендовать дополнительное ЭИЛ графитом и в среде азота.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Верхотуров А.Д., Коневцов Л.А., Астапов И.А.** К вопросу о критерии эффективности процесса электроискрового легирования металлических поверхностей // Вестник АмГУ. 2007. Вып. 39. С. 6–9.

2. **Электродные материалы для электроискрового легирования / А.Д. Верхотуров, И.А. Подчерняева, Л.Ф. Прядко, Ф.Ф. Егоров.** М.: Наука, 1988. 224 с.

3. **Верхотуров А.Д.** Физико-химические основы процесса электроискрового легирования металлических поверхностей. Владивосток: Дальнаука, 1992. 180 с.

4. **Сулягин В.В., Сайкин С.А.** Повышение ресурса концевого инструмента за счет применения нанокompозитных PVD-покрытий при обработке титановых сплавов в авиастроении // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 5. С. 41–46.

5. **Kang N. Lee, Holger Fritze, Yuzuru Ogura.** Coatings for Engineering Ceramics // NASA USA, Institute fur Metallurgie Germany, Mitsubishi Japan // Euro Ceramics VII Part 1. Sessions P1–P2. Up Trans Tech. Publ. Chapter 27. P. 641–664.

6. **Лазаренко Н.И.** О механизме образования покрытий при электроискровом легировании металлических поверхностей // Электронная обработка материалов. 1965. № 1. С. 49–53.

#### ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

ООО «Издательство МАШИНОСТРОЕНИЕ»

ПРОДОЛЖАЕТ ПРИНИМАТЬ ПОДПИСКУ НА ЖУРНАЛЫ 1-го полугодия 2009 г.

#### Подпишитесь в издательстве, и Вы

- получите журналы с первого номера;
- сэкономите на стоимости почтовой доставки;
- узнаете о новых книгах и журналах издательства

Постоянным подписчикам предоставляется **скидка на подписку и публикацию рекламных объявлений.**

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

107076, г. Москва, Стромьинский пер., д. 4

Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98

Факс: (499) 269-48-97

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

[www.mashin.ru](http://www.mashin.ru)

Д.Н. Коротаев, Е.В. Иванова (Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия, Омск)

## Оптимизация режимов упрочнения и эксплуатации стальных поверхностей трения после электроискрового легирования

*Приведены результаты оптимизационного исследования технологических режимов обработки стальных поверхностей в разных газовых средах методом электроискрового легирования, а также последующих условий эксплуатации. Показано, что увеличение скорости скольжения и нормальной нагрузки на образец при одновременном уменьшении энергии импульса между легирующим электродом и обрабатываемой поверхностью приводит к снижению коэффициента трения в условиях фрикционного взаимодействия.*

**Ключевые слова:** электроискровое легирование, коэффициент трения, оптимизация, уравнение регрессии, газовая среда.

*The results optimizations of research of technological modes of processing of steel surfaces in various gas environments by a method electrospark modifying and subsequent conditions of operation are resulted. It is shown, that the increase of speed of sliding and normal loading on a sample at simultaneous reduction of energy in a pulse between modifying by an electrode and processable surface results in decrease of factor of friction in conditions of friction interaction.*

**Keywords:** electrospark modifying, factor of friction, optimization, equation regression, gas environment.

### Введение

Новые возможности поверхностного упрочнения металлических деталей трибосистем открывает использование для обработки поверхностей концентрированных потоков энергии, и в частности потоков, генерируемых электроискровым разрядом. Процессы перестройки структуры, развивающиеся при этом, происходят в условиях, далеких от термодинамически равновесных, и позволяют получать поверхностные слои с уникальным комплексом физико-механических свойств [1].

Анализ результатов экспериментальных исследований при электроискровом легировании (ЭИЛ) поверхностей стальных образцов показал, что режимы энергетического воздействия неоднозначно влияют на механические и триботехнические свойства поверхностей образцов, а также на качество и напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя модифицированных поверхностей [2].

Научный и практический интерес представляет изучение триботехнических характеристик фрикционного взаимодействия модифицированных поверхностей, в том числе коэффициента трения.

Цель работы – оптимизация режимов электроискровой обработки и последующей эксплуатации стальных поверхностей на основе результатов исследования.

### Методика и оборудование

Электроискровое легирование образцов из стали Р6М5 проводили на установке "Элитрон-22А" для по-

вышения их износостойкости, восстановления размеров изношенных деталей машин, упрочнения рабочих поверхностей режущего инструмента и штамповой оснастки и др. Обработку выполняли на различных режимах электродом ВК6М, при этом энергию импульса варьировали в пределах  $E = 0,09...0,25$  Дж, частота разряда составляла 400 Гц. Допускаемое значение приведенной погрешности измерения энергии в импульсе 2 %.

Исследование трения при граничной смазке проводили на машине трения 2070-СМТ-1, где контртелом упрочненному ЭИЛ образцу из стали Р6М5 служил диск из стали 50. Допускаемое значение приведенной погрешности измерения скорости скольжения и измерения усилий составило по 1 % соответственно.

### Обсуждение результатов

Исследование обработанного ЭИЛ поверхностного слоя показало, что коэффициент трения существенно изменяется при реализации процесса упрочнения в разных газовых средах [1].

Для оптимизации режимов ЭИЛ для разных газовых сред (углекислого газа, воздуха, кислорода), обеспечивающих наилучшие результаты на предварительных этапах исследований, разработан и реализован план факторного эксперимента. В качестве независимых факторов приняты энергия импульса  $X_1$ , скорость скольжения  $X_2$  и нормальная нагрузка  $X_3$ . Граничные значения выбирали исходя из результатов предварительных экспериментов. Условия эксперимента и полученные средние значения коэффициента

Таблица 1

Условия эксперимента и средние значения характеристик исследуемых параметров в различных газовых средах

Технологический (независимый) фактор			Параметр оптимизации – коэффициент трения $f(Y)$ , в среде		
Энергия импульса $E$ , Дж ( $X_1$ )	Скорость скольжения $v$ , м/с ( $X_2$ )	Нормальная нагрузка, $N$ , Н ( $X_3$ )	углекислого газа ( $Y_1$ )	воздуха ( $Y_2$ )	кислорода ( $Y_3$ )
0,09	0,2	800	0,22	0,13	0,06
0,25	0,2	800	0,24	0,19	0,10
0,09	1,3	800	0,17	0,10	0,04
0,25	1,3	800	0,16	0,16	0,09
0,09	0,2	1000	0,10	0,07	0,04
0,25	0,2	1000	0,12	0,13	0,08
0,09	1,3	1000	0,14	0,08	0,03
0,25	1,3	1000	0,13	0,13	0,07

трения приведены в табл. 1 для разных газовых сред при максимальных и минимальных значениях независимых факторов.

Принята математическая модель в виде полинома первой степени, учитывающего главные эффекты и эффекты совместного действия:

$$Y = b_0 + \sum b_i X_i + \sum b_{ij} X_{ij},$$

где  $b_0, b_i, b_{ij}$  – экспериментальные оценки теоретических коэффициентов регрессии.

Выбор основного уровня и интервалов варьирования факторов выполнен на основе результатов предварительных экспериментов. В задаче с тремя факторами ( $K = 3$ ) число опытов полного факторного эксперимента  $N = 2^3 = 8$ .

Результаты эксперимента, выполненного по данному плану, представим в виде уравнения регрессии

$$Y = b_0 + b_1 X_1 + b_2 X_2 + b_3 X_3 + b_{12} X_{12} + b_{13} X_{13} + b_{23} X_{23} + b_{123} X_{123}. \quad (1)$$

Рассчитаем коэффициенты уравнения регрессии для углекислого газа:

$$b_0 = \frac{\sum_{i=1}^n y_{1i}}{N} = \frac{1}{8}(0,22 + 0,24 + 0,17 + 0,16 + 0,10 + 0,12 + 0,14 + 0,13) = 0,16;$$

$$b_1 = \frac{\sum_{i=1}^n x_{1i} y_{1i}}{N} = \frac{1}{8}(-0,22 + 0,24 - 0,17 + 0,16 - 0,10 + 0,12 - 0,14 + 0,13) = 0,0025.$$

Аналогично рассчитаем коэффициенты  $b_2, b_3, b_{12}, b_{13}, b_{23}, b_{123}$  (табл. 2).

Для параметра оптимизации  $Y_1$  в среде углекислого газа получено следующее уравнение регрессии:

$$Y_1 = 0,16 + 0,0025 X_1 - 0,01 X_2 - 0,0375 X_3 - 0,0075 X_1 X_2 + X_1 X_3 + 0,0225 X_2 X_3 + X_1 X_2 X_3.$$

В среде воздуха:

$$Y_2 = 0,12 + 0,028 X_1 - 0,006 X_2 - 0,0212 X_3 - 0,00125 X_1 X_2 - 0,00125 X_1 X_3 + 0,00875 X_2 X_3 - 0,00125 X_1 X_2 X_3.$$

В среде кислорода:

$$Y_3 = 0,06 + 0,0212 X_1 - 0,00625 X_2 - 0,00875 X_3 + 0,00125 X_1 X_2 - 0,00125 X_1 X_3 + 0,00125 X_2 X_3 - 0,00125 X_1 X_2 X_3.$$

Таблица 2

Коэффициенты уравнения регрессии

Среда	Коэффициент							
	$b_0$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{12}$	$b_{13}$	$b_{23}$	$b_{123}$
Углекислый газ ( $Y_1$ )	0,16	0,0025	-0,010	-0,0375	0,0075	0	0,0225	0
Воздух ( $Y_2$ )	0,12	0,0280	-0,006	-0,021	-0,0010	-0,001	0,0090	-0,001
Кислород ( $Y_3$ )	0,06	0,0210	-0,006	-0,009	0,0010	-0,001	0,0010	-0,001



В соответствии с методом регрессионного анализа [3] проверим значимость коэффициентов регрессии по критерию Стьюдента:

$$t_p = \frac{|b_i|}{S_{bi}^2},$$

где  $S_{bi}^2$  – дисперсия  $i$ -го коэффициента регрессии, равная  $\frac{S_{y1}^2}{N}$  ( $S_{y1}^2$  – дисперсия воспроизводимости);

$S_{bi} = \frac{S_{y1}}{\sqrt{N}}$  ( $S_{y1}$  – погрешность определения коэффициента трения (приборная погрешность)).

Проверка значимости коэффициентов регрессии по критерию Стьюдента показала, что при уровне значимости 0,05 коэффициенты  $b_1$  и  $b_{12}$  для параметра оптимизации  $Y_1$  являются незначимыми. Для параметра  $Y_2$  коэффициенты  $b_{12}$ ,  $b_{13}$  и  $b_{123}$  – незначимы; для  $Y_3$  – коэффициенты  $b_{12}$ ,  $b_{13}$ ,  $b_{23}$  и  $b_{123}$ . Следовательно, уравнения регрессии для параметров оптимизации имеют вид

$$Y_1 = 0,16 - 0,01X_2 - 0,0375X_3 + 0,0225X_2X_3;$$

$$Y_2 = 0,12 + 0,028X_1 - 0,006X_2 - 0,0212X_3 + 0,00875X_2X_3;$$

$$Y_3 = 0,06 + 0,0212X_1 - 0,00625X_2 - 0,00875X_3.$$

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы о влиянии технологических факторов ЭИЛ и условий фрикционного контакта (энергии импульса, скорости скольжения, нагрузки) на коэффициент трения. При увеличении энергии в импульсе  $X_1$  коэффициент трения возрастает, а при увеличении скорости скольжения  $X_2$  и нормальной нагрузки – уменьшается для всех газовых сред. Наряду с линейными эффектами при упрочнении в углекислом газе и воздухе значимыми являются также эффекты взаимодействия  $X_2X_3$ : совместное влияние скорости скольжения и нагрузки вызывает увеличение исследуемого параметра. Следовательно, для уменьшения коэффициента трения необходимо стремиться при увеличении скорости скольжения и нагрузки уменьшать энергию импульса при ЭИЛ.

Полученное уравнение регрессии показывает, что в наибольшей степени на коэффициент трения поверхностей, сформированных в среде углекислого газа, влияет нагрузка  $X_3$ ; в воздухе и кислороде – энергия импульса  $X_1$ .

Согласно методике исследования, продолжим оптимизационное исследование методом "крутого восхождения", предусматривающего движение по градиенту в область оптимума, на примере покрытия, полученного в среде углекислого газа.

Анализ результатов первой серии экспериментов позволяет выбрать наиболее эффективный фактор, которым является нормальная нагрузка, действующая на стальной образец при трении. Для этого параметра выбрали направление движения в область оптимума. Движение в многомерном пространстве производили дискретно, шагами. Для определения оптимума применяли один из градиентных методов оптимизации – метод "крутого восхождения" (Бокса–Уилсона) [3], в котором используется градиентный метод оптимизации в сочетании с факторным экспериментом для локального описания поверхности отклика.

В соответствии с методом "крутого восхождения" на первом этапе поверхность отклика аппроксимируют полиномиальной моделью первого порядка, на основе которой определяют направление движения по градиенту в зону оптимума. Затем путем экспериментов с учетом направления в факторном пространстве, выбранного с помощью градиента, достигают почти стационарной области, т.е. области оптимума.

На рисунке приведена схема определения направления движения методом "крутого восхождения" для функции типа  $y = f(x_1, x_2)$  при  $y_1 < y_2 < y_3$ .

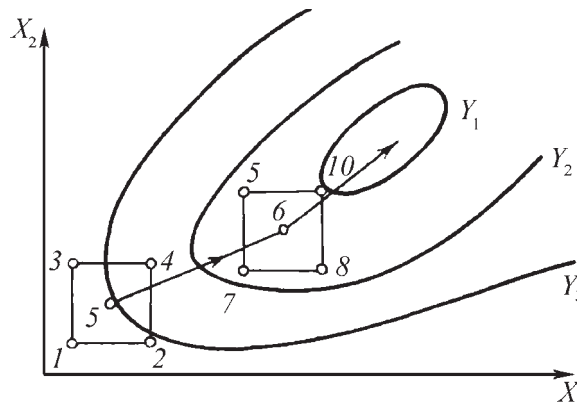
Поверхность отклика в окрестностях некоторой точки, достаточно удаленной от точки экстремума, можно аппроксимировать гиперплоскостью

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i.$$

Значения коэффициентов уравнения  $b_0$  и  $b_1$ , полученные по результатам полного факторного эксперимента, служат для оценки наклонов гиперплоскости, т.е. составляющих градиентов по соответствующим координатным осям:

$$b_i = \frac{\partial y}{\partial x_i}.$$

Таким образом, задача определения минимального пути к экстремуму функции отклика заключается в



К определению направления движения методом "крутого восхождения"

Таблица 3

Значения факторов оптимизационного исследования

Параметр исследования	Фактор	
	Скорость скольжения $X_2$ , м/с	Нормальная нагрузка $X_3$ , Н
Коэффициенты уравнения $b_i$	-0,01	-0,0375
Произведение $b_i \Delta X_i$	-0,0055	-3,75
Шаг $z$ (приблизительное значение) $\lambda b_i \Delta X_i$	0,06	40

нахождении расположенной на гиперплоскости прямой, исходящей из начальной точки и обеспечивающей наиболее быстрое изменение функции отклика

$$\frac{\partial y}{\partial l} \rightarrow \max.$$

То есть изменение функции отклика будет наибольшим в направлении градиента функции

$$\left(\frac{\partial y}{\partial l}\right)_{\max} = |\text{grad}y| = \sqrt{\left(\frac{\partial y}{\partial X_1}\right)^2 + \left(\frac{\partial y}{\partial X_2}\right)^2 + \dots + \left(\frac{\partial y}{\partial X_k}\right)^2}.$$

Если факторы  $X_i$  изменить пропорционально значениям соответствующих им коэффициентов, то будет обеспечено движение вдоль линии "крутого восхождения". Значения факторов оптимизационного исследования для параметра  $Y_1$  приведены в табл. 3.

Для движения по линии "крутого восхождения" определим шаг движения по каждому фактору:

$$\Delta x_i = \frac{(x_{\max} - x_{\min})}{2};$$

$$\lambda = \frac{\mu}{|b_6|},$$

где  $0 < \mu \leq 1$ . Принимаем  $\mu = 0,4$ ,  $b_6 = 0,0375$  (максимальный коэффициент из табл. 3), тогда

$$\lambda = 0,4 / 0,0375 = 10,7.$$

Получаем значения для  $X_2$ ,  $X_3$  (табл. 4).

Далее вычисляем значения функции отклика в точках факторного пространства, расположенных в направлении оптимума. В табл. 4 представлены результаты движения по линии "крутого восхождения". Для удобства расчетов кодовые значения факторов переведены в натуральные путем декодирования по формуле работы [3]

$$f = 0,788 - 0,387v - 0,00068N + 0,00041vN.$$

Исследование методом "крутого восхождения" было прекращено при нагрузке  $N \approx 1180$  Н. Дальнейшее

Таблица 4

Условия и результаты оптимизационного исследования

№ п/п	Условия исследования	Фактор		Параметр оптимизации $Y_1$ – коэффициент трения $f$
		Скорость скольжения $X_2$ , м/с	Нормальная нагрузка $X_3$ , Н	
1	Расчет	0,81	940	0,15
2	Эксперимент	0,87	980	0,13
3	Эксперимент	0,93	1020	0,12
4	Расчет	0,99	1060	0,11
5	Эксперимент	1,05	1100	0,10
6	Расчет	1,11	1140	0,10
7	Эксперимент	1,17	1180	0,10

исследование нецелесообразно, так как из табл. 4 следует, что параметр оптимизации – коэффициент трения – стабилизируется. Наилучший результат получен в эксперименте 5, а при расчете (6) коэффициент трения не изменился, таким образом, область оптимума достигнута, и проводить дальнейшее исследование по оптимизации нет необходимости.

Выводы

1. Оптимальными условиями эксплуатации поверхностей, упрочненных ЭИЛ в среде углекислого газа, являются скорость скольжения  $v \approx 1,0...1,1$  м/с, нормальная нагрузка  $N \approx 1000...1100$  Н. В других технологических газовых средах для достижения минимального коэффициента трения необходимо оптимизировать процесс ЭИЛ по энергии импульса – наиболее значимом факторе.

2. На приведенных режимах целесообразно эксплуатировать элементы трибосистем, функционирующие в реальных условиях в период приработки, для уменьшения адгезионной составляющей силы трения и повышения износостойкости в процессе работы трибосопряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ким В.А., Коротаев Д.Н. Роль газовой среды в процессах электроискрового легирования // Изв. вузов. 1998. № 7–9. С. 116–118.
2. Машков Ю.К., Коротаев Д.Н. Микроструктура и свойства поверхностного слоя при электроискровом легировании // Технология металлов, 2006. № 3. С. 10–13.
3. Евдокимов Ю.А., Колесников В.И., Тетерин А.И. Планирование и анализ экспериментов при решении задач трения и износа. М.: Наука, 1980. 228 с.



# КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.317.14

В.М. Сорокин, Ст.С. Танчук, М.Е. Суслик, В.В. Берглезов  
(Нижегородская государственная сельскохозяйственная академия),  
Н.М. Тудакова (Нижегородский государственный технический университет)

## Контроль остаточных напряжений при режущо-деформирующем протягивании отверстий

*Предложен неразрушающий метод контроля остаточных напряжений при режущо-деформирующем протягивании внутренних цилиндрических поверхностей и приведены результаты исследования.*

**Ключевые слова:** остаточные напряжения, режущо-деформирующее протягивание, контроль, внутренние поверхности.

*The method residual stresses control under cutting-and-straining circular broaching is offered.*

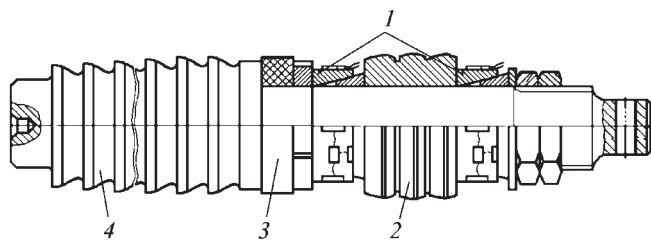
**Keywords:** tempers, cutting-and-straining broaching, control, intrinsic surfaces.

Прогрессивные технологические методы финишной обработки и упрочнения поверхностей деталей позволяют эффективно решать проблемы повышения качества, надежности и долговечности изделий: повышают точность изготовления и ремонта деталей, сборки отдельных узлов и машин в целом, а также обеспечивают оптимальное (для конкретных условий эксплуатации) состояние поверхностного слоя [1, 2]. Результаты многочисленных исследований подтверждают влияние качества поверхностного слоя деталей машин после любой механической обработки на их эксплуатационные свойства. Изменение методов и режимов обработки значительно влияет через отдельные параметры качества поверхности на эксплуатационные показатели [3].

Исследования и практика показывают, что одним из наиболее значимых параметров в обеспечении усталостной прочности, контактной жесткости и износостойкости деталей машин являются остаточные напряжения  $\sigma_{ост}$ , поэтому развитию как теоретических, так и экспериментальных методов их исследования уделяется большое внимание. Среди известных методов экспериментального определения остаточных напряжений (рентгеновского, магнитострикционного, ультразвукового и др.) наиболее доступными, простыми и точными, согласно исследованиям отечественных и зарубежных ученых, являются механические, основанные на методе академика Н.Н. Давиденкова [4, 5 и др.], которые позволяют определять не только усредненное значение и знак  $\sigma_{ост}$ , но и характер распределения напряжений по глубине поверхно-

стного слоя. Однако большинство из данных методов пригодны для оценки напряженного состояния только в лабораторных условиях на образцах, вырезанных из натуральных деталей (узлов), что не позволяет их дальнейшее использование в эксплуатации. Кроме того, механические способы трудоемки и не экономичны применительно к крупногабаритным корпусным и другим дорогостоящим деталям типа узлов планера самолета, блоков цилиндров двигателей, гильз, втулок, цилиндров, полых валов, штоков гидро- и пневмоагрегатов и др., при обработке которых, например, в процессе формообразования, а также отделочно-упрочняющих операций внутренних цилиндрических поверхностей, возникает необходимость управления процессом в целях получения точных отверстий с высоким качеством поверхностного слоя. Таким образом, возникает задача разработки более эффективных методов формообразования и упрочнения внутренних цилиндрических поверхностей приведенных деталей и поиска простых, надежных, нетрудоемких, а следовательно, и экономичных методов контроля силовых параметров обработки и напряженного состояния поверхностного слоя обрабатываемых изделий.

Для обеспечения точности и соосности отверстий в узлах стыковки консолей крыла с фюзеляжем, а также хвостового оперения самолета разработана новая технология их обработки с использованием комбинированного инструмента — режущо-деформирующей протяжки [6], в состав которой впоследствии был встроен узел (устройство) для автоматического контроля за силовыми параметрами (усилием) обработки

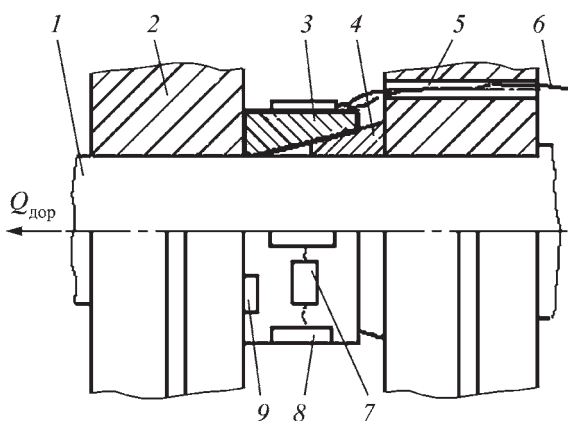


**Рис. 1. Комбинированная режущо-деформирующая протяжка с автоматическим контролем остаточных напряжений:**

1 – блок контроля остаточных напряжений; 2–4 – деформирующий, зачистной и режущий блоки соответственно

и напряженным состоянием обрабатываемой поверхности заготовки непосредственно в момент обработки [7] (рис. 1).

Способ контроля усилий обработки и остаточных напряжений основан на замере с помощью тензометрических датчиков деформаций  $\epsilon$  сопрягаемых по коническим поверхностям специальных втулок, установленных между режущими и дорнующими элементами (кольцами) инструмента (рис. 2). Конструктивно устройство представляет комплект втулок из стали 60С2 (HRC 62–64), сопрягаемых по коническим поверхностям и моделирующих процесс сдвигового деформирования металла в зоне обработки. На наружной разжимной втулке во взаимно-перпендикулярных направлениях наклеены циакриновым клеем фольговые тензометрические датчики 2ПКБЮ-200А12: рабочие – по наружному диаметру втулки и компенсационные – в выфрезеровках торца. Тензодатчики соединены по полумостовой схеме и с помощью экранированных проводов подключены к разъему, который соединен с



**Рис. 2. Устройство контроля остаточных напряжений:**

1 – вал; 2 – кольцо дорна; 3 – наружная разжимная втулка; 4 – внутренняя разжимная втулка; 5 – отверстие; 6 – провод; 7, 8 – тензометрические датчики для измерения радиальных и осевых напряжений соответственно; 9 – компенсационные тензометрические датчики

тензометрическим усилителем (например, ТА-5). Запись результатов измерений производится осциллографом Н-115. Для исключения попадания влаги тензометрические датчики заливают эпоксидной смолой.

Инструмент и устройство работают следующим образом. Под действием усилия протягивания режущие и деформирующие элементы инструмента входят в обрабатываемое отверстие цилиндра и при движении, взаимодействуя с его поверхностью, режущие элементы снимают припуск металла, деформирующий блок осуществляет процесс поверхностного пластического деформирования, формируя поверхность с высокой твердостью, остаточными напряжениями сжатия, низкой шероховатостью и специфической текстурой. Одновременно усилие передается на комплекты втулок. Возникающие при этом упругие деформации наружной разжимной втулки фиксируются тензометрическими датчиками, усиливаются и записываются на бумажной ленте осциллографа. Перед началом обработки инструмент тарируют на прессе и строят графики зависимости деформаций от осевого и радиального усилий.

Значения осевой силы и радиального усилия предварительно можно определить по следующим уравнениям, которые могут быть использованы при контроле процесса обработки:

$$Q_{ос} = k_i (C HB) \frac{t_0^x d_0^y \epsilon_{\Sigma}^m}{a^z};$$

$$Q_{рад} = \frac{\pi \epsilon_{рад} E F_n \operatorname{tg}(\alpha + \rho)}{D},$$

где  $k_i$  – коэффициент, зависящий от числа деформирующих элементов инструмента и их расположения в обрабатываемом отверстии ( $1 < k_i < 1$ );  $(C HB)$  – множитель, зависящий от физико-механических характеристик материала детали, переднего угла рабочего конуса деформирующего элемента, применяемой смазки;  $a$  – суммарный натяг на деформирующих элементах;  $t_0$  – толщина стенки;  $d_0$  – внутренний диаметр предварительно обработанного отверстия;  $\epsilon_{\Sigma}$  – суммарная деформация отверстия детали (увеличение его диаметра после прохождения через него деформирующих элементов);  $x, y, z, m$  – показатели степени (по данным работы [8], для рассматриваемых условий можно принять  $x = 1,32$ ;  $y = 0,35$ ;  $z = 0,72$ ;  $m = 1,22$ );  $(C HB) = 210...270$  (в зависимости от твердости обрабатываемого материала);  $\epsilon_{рад}$  – деформация разжимной втулки;  $E$  – модуль упругости материала;  $F_n$  – площадь поперечного сечения втулки;  $\alpha$  – угол наклона конической поверхности;  $\rho$  – угол трения;  $D$  – наружный диаметр втулки.

Возникающие усилия при деформирующем протягивании ( $Q, q_{рад}$ ) вызывают осевые  $\Delta(r)$  и окружные



$\theta(r)$  деформации как на наружной поверхности цилиндра, так и на других элементах технологической системы, в частности инструменте. Полагая, что деформации эквивалентны, измеряя их и используя известные зависимости И.А. Биргера, А.В. Подзея и др., получим формулы для оценки остаточных напряжений в упрочненном слое изделия:

радиальных

$$\sigma_r(r) = -\frac{kE}{1-\mu^2} \frac{r_2^2 - r_1^2}{2r_1^2} [\theta(r_2) - \theta(r_1)];$$

окружных

$$\sigma_\tau(r) = \frac{kE}{1-\mu^2} \left[ \frac{r_2^2 - r_1^2}{2r_1} \theta(r_2) + \frac{r_2^2 + r_1^2}{2r_1^2} (\theta(r_2) - \theta(r_1)) \right];$$

осевых

$$\sigma_l(r) = \frac{kE}{1-\mu^2} \left[ \frac{r_2^2 - r_1^2}{2r_1} \Delta(r_2) + (\Delta(r_2) - \Delta(r_1)) \right],$$

где  $k$  – коэффициент, учитывающий изменение модуля упругости материала поверхностного слоя (например, при комбинированной антифрикционно-упрочняющей обработке  $k = 1,05 \dots 1,23$ );  $r_1$  – внутренний радиус обработанной поверхности;  $r_2$  – пограничный радиус между неупрочненным и упрочненным слоями металла обрабатываемого изделия (можно принять  $r_2 = (1,005 \dots 1,015)r_1$ );  $\mu$  – коэффициент Пуассона.

Приведенные деформации изделия соответственно в окружном и осевом направлениях

$$\theta(r) = \delta(r) + \mu\lambda(r);$$

$$\Delta(r) = \lambda(r) + \mu\delta(r).$$

Полученные формулы являются основными расчетными зависимостями для определения остаточных

напряжений в поверхностном слое обрабатываемого изделия при деформирующем протягивании.

Для оценки эффективности предложенного неразрушающего метода контроля  $\sigma_{ост}$  при деформирующем протягивании цилиндрических отверстий в корпусных деталях исследовали образцы-втулки из стали 45 (217 НВ), чугуна СЧ18-36 (210 НВ) и проушины узлов крепления консолей крыла из сталей 30ХГСН2А (43...46 HRC<sub>3</sub>), 40ХНМА (38...40 HRC<sub>3</sub>). Отверстия в образцах предварительно зенкеровали, растачивали до диаметров 40...100 мм с обеспечением толщины стенки  $t_0 = 5 \dots 15$  мм; параметра шероховатости  $Ra = 1,8 \dots 6$  мкм. Окончательную обработку проводили инструментом, состоящим из двух однозубых колец (дорнов) из сталей ШХ15 (61...63 HRC<sub>3</sub>) или ВК15 с размерами: диаметр и ширина цилиндрической ленточки соответственно 40...100 мм и 1,5...5 мм; углы заборного и обратного конусов соответственно 3...8° и 3...5° при натягах 0,05...0,25 мм. Деформирующее протягивание осуществляли на вертикально-протяжном станке МА7У-750 и прессе ПР-3 при скоростях 0,5...7,5 м/мин и смазке сульфозрезолом или водно-глицериновой суспензией с мелкодисперсным порошком меди. Результаты проведенных экспериментов частично представлены в таблице, где для сравнения приведены значения остаточных напряжений, полученные на тех же образцах по методу акад. Н.Н. Давиденкова путем вырезки электроискровым способом колец и полосок и послойном стравливании упрочненного слоя металла. Несовпадение результатов измерений остаточных напряжений по данным методикам находится в пределах 12...20 %, что, как показывают различные исследования и практика [4, 5 и др.], вполне допустимо для оценки напряженного состояния при разных методах механической обработки и измерений напряжений.

Результаты исследований

Обрабатываемый материал, прочность	Диаметр отверстия и толщина стенки, мм	Натяг, мм	Скорость обработки, м/мин	Рассчитанные (средние) значения остаточных напряжений, МПа				
				По методу авторов			По методу Н.Н. Давиденкова	
				$\sigma_r$	$\sigma_\tau$	$\sigma_l$	$\sigma_\tau$	$\sigma_l$
Сталь 45 210...227 НВ	80×60	0,05	2,5	25	150	135	—	—
		0,1		42	225	210	265	243
Сталь 40ХНМА 38...40 HRC	60×4,5	0,15	1,0	34	288	256	338	295
Сталь 30ХГСН2А 44...46 HRC	40×10	0,15	0,5	38	305	275	355	317
Чугун СЧ 18-36	80×5	0,1	0,5	18	216	196	248	228

Данный метод контроля технологических остаточных напряжений прошел апробацию на предприятии ОАО НАЗ "Сокол" и принят для внедрения в технологический процесс изготовления стыковых узлов фюзеляжа и консолей крыла самолета взамен действующего метода контроля напряжений по образцам-свидетелям [7].

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сулов А.Г., Дальский А.М. Научные основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2002. 646 с.
2. Сорокин В.М. Прогрессивные отделочно-упрочняющие способы обработки. Опыт разработки и внедрения. Горький: Всесоюз. Совет науч.-техн. общ-ств, 1981. 81 с.
3. Качество машин: справочник в 2-х т. / под общ. ред. А.Г. Сулова. М.: Машиностроение, 1995.
4. Бабичев М.А. Методы определения внутренних напряжений в деталях машин. М.: Изд. АН СССР, 1955. 132 с.
5. Технологические остаточные напряжения / под ред. А.В. Подзья. М.: Машиностроение, 1973. 216 с.
6. Сорокин В.М., Королев П.М., Королев Ю.П. Новые технологии обработки отверстий в крупногабаритных изделиях. Комплексные методы повышения надежности и долговечности деталей технологического оборудования // Сб. докл. науч.-техн. конф. Пенза: ПДЭНТЗ, 1992. С. 36–37.
7. Авторское свидетельство № 21452 на полезную модель. Устройство автоматического контроля технологических остаточных напряжений при поверхностном пластическом деформировании дорнованием / В.М. Сорокин, Н.М. Тудакова, С.П. Антропов, Ст.С. Танчук. БИ. № 2 от 20.01.2002.
8. Расчет силы протягивания отверстий твердосплавной деформирующей протяжкой / А.М. Розенберг, О.А. Розенберг, А.Д. Крицкий, Ю.Ф. Бусел // Киев: Наукова думка, 1975. 55 с.

Э.И. Семенов, А.Н. Ломанов, А.В. Гусаров (Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева),  
Г.И. Лымарев, А.В. Щербаков (ОАО "НПО "Сатурн", Рыбинск)

## Обеспечение заданной толщины покрытий при газоплазменном нанесении на детали ГТД\*

*Разработан измеритель толщины покрытий "Слой-6", предназначенный для контроля толщины покрытий при газоплазменном их нанесении на лопатки и другие детали ГТД. В качестве датчика толщины использован датчик на основе камертонного преобразователя.*

**Ключевые слова:** газоплазменное нанесение, покрытия, лопатки ГТД, контроль толщины, камертонный датчик толщины.

*Layer thickness control device "Sloy-6" for use in gas-plasma deposition of materials is described. Tuning-fork type of sensors being used for thickness measuring.*

**Keywords:** gas-plasma deposition, layers, GTD parts, thickness layer control, tuning-fork type thickness sensor.

Технологию газоплазменного нанесения покрытий применяют при производстве деталей газотурбинных двигателей. Существующие установки для газоплазменного нанесения покрытий не имеют средств контроля толщины наносимого покрытия. Толщина определяется после извлечения изделия из камеры, а обеспечивается путем подбора числа проходов газоплазменного распылителя в зависимости от типа детали и партии порошка. Это сопряжено со значительными затратами времени и материала. Разработанный измеритель "Слой-6" позволяет опре-

делить необходимое число проходов для получения требуемой толщины покрытия деталей.

#### Структурная схема измерителя

Структурная схема измерителя приведена на рис. 1. Основными частями измерителя являются персональный компьютер (ПК) с установленным специализированным программным обеспечением (ПО), устройство сопряжения с ПК и датчик толщины напыляемого слоя.

В измерителе использован камертонный датчик толщины покрытий (КДТП) [1]. Толщину контролируют с помощью косвенного метода измерения, основанного на зависимости периода колебаний электромеханической колебательной системы, в состав

\* Патент 2274676 РФ, МПК С23С 14/54. Устройство для контроля толщины покрытий в процессе нанесения их в вакууме / Семенов Э.И., Паутов И.Ю. / (RU). № 2004109779/02; заявл. 30.03.2004; опубл. 20.04.2006, бюл. № 11. 7 с.

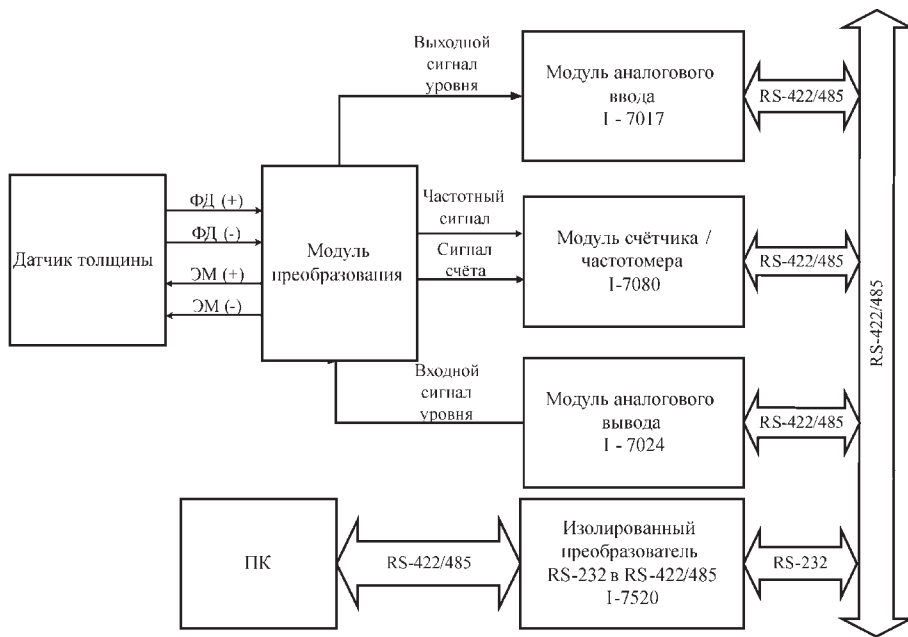


Рис. 1. Структурная схема измерителя

которой входят образцы-свидетели КДТП, от массы материала, напыленного на образцы-свидетели. По активной площади образцов-свидетелей, удельной плотности напыляемого материала, начальному и текущему периоду колебаний вычисляют значение толщины покрытия на деталях.

КДТП в камере распыления размещается в зоне перемещения "руки" манипулятора так, чтобы поток распыляемого материала мог попадать на образцы-свидетели.

Устройство сопряжения с ПК выполнено на основе распределенной системы ввода-вывода серии I-7000 фирмы ICP DAS, обладающей полным набором функций ввода-вывода. Обработка данных, поступающих с датчиков измерителя, осуществляется при помощи ПК со специализированным программным обеспечением. ПО предоставляет информацию о ходе технологического процесса пользователю в удобной форме, управляет формированием протокола нанесения покрытий.

### Датчик толщины покрытий

КДТП, помещаемый в распылительную камеру установки для напыления в потоке напыляемого материала, предназначен для преобразования массы образцов-свидетелей в приращение периода колебаний электромеханической колебательной системы, частью которой являются образцы-свидетели.

На рис. 2 приведена схема КДТП: U-образный камертонный осциллятор 8 является чувствительным элементом камертонного датчика. На свободных концах ветвей камертона 7, 12 закреплены контрольные образцы 1. Основание камертона 9 жестко соединено с корпусом датчика, что позволяет устранить влияние

массы основания камертона на частоту его колебаний. Возбуждение противофазных колебаний 14 ветвей камертона осуществляется с помощью электромагнита 6. Датчиком колебаний камертона является пара осветитель 3 – фотодиод 5, причем луч осветителя прерывается флажком 4, закрепленным на ветви 7 камертона. При колебаниях камертонного осциллятора ток фотодиода модулируется с частотой его колебаний.

Для защиты камертонного датчика толщины от воздействия теплового излучения и стабилизации периода колебаний датчик помещен в массивный металлический корпус 13. Конструктивное исполнение датчика предусматривает быстрое извлечение его из корпуса для замены, очистки или ремонта. Предусмотрена также быстрая замена контрольных образцов.

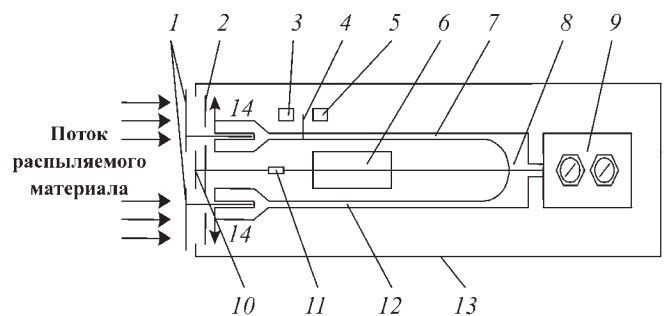


Рис. 2. Схема камертонного датчика толщины покрытий:

1 – контрольные образцы; 2 – нагреватель; 3 – осветитель; 4 – флажок; 5 – фотодиод; 6 – электромагнит; 7, 12 – ветви камертона; 8 – U-образный камертонный осциллятор; 9 – жестко закрепленное основание камертона; 10 – "свидетель" температуры; 11 – терморезистор; 13 – водоохлаждаемый корпус; 14 – направление колебаний ветвей камертона

### Устройство сопряжения с ПК

Устройство сопряжения с ПК построено на базе распределенной системы ввода-вывода серии I-7000 фирмы ICP DAS.

Каждый модуль семейства I-7000 фирмы ICP DAS является функционально законченным устройством, выполняемым в малогабаритном корпусе из негорючей пластмассы. На корпусе расположены разъемы и клеммные соединители для винтовой фиксации проводников. Установка модулей не требует специальных корзин или объединительных плат и осуществляется как на стандартную несущую 35-миллиметровую DIN-рейку, так и на любую плоскую панель (стену).

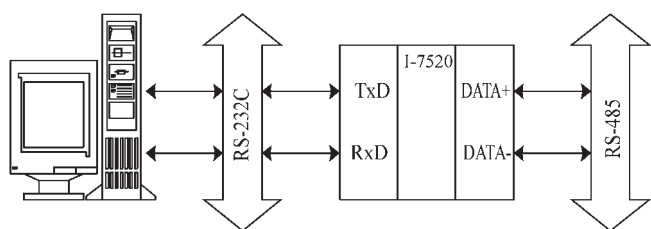


Рис. 3. Функциональная схема связи УСО с ПК

Все модули семейства I-7000 имеют встроенный стабилизированный преобразователь напряжения от 10 до 30 В, предусмотрена защита от короткого замыкания и изоляция входных и выходных сигналов, что обеспечивает повышенную защищенность. Соединение модулей между собой осуществляется с помощью последовательного интерфейса RS-485. В отличие от RS-232C интерфейс RS-485 обменивается сигналами по дифференциальной схеме, что обеспечивает лучшую помехозащищенность и большую дальность передачи на высоких скоростях.

Связь УСО с компьютером осуществляется с помощью модуля I-7520, представляющего изолированный преобразователь интерфейса RS-232C в RS-422/485. Кроме функции преобразования интерфейсов модуль I-7520 выполняет функции передачи команд от ПК к модулям ввода-вывода и передачи данных от модулей ввода-вывода в ПК.

Функциональная схема связи УСО с ПК приведена на рис. 3.

Для измерения периода колебаний камертонного датчика толщины служит модуль ввода частотных сигналов I-7080. Данный модуль представляет собой два 32-разрядных счетчика с входной частотой до 100 кГц. Имеет изолированный вход с уровнями сигналов от 1 до 30 В и неизолированный (программируемый) вход с ТТЛ уровнями сигналов.

Функциональная схема измерения периода колебаний камертонного датчика толщины покрытий на базе модуля ввода частотных сигналов I-7080 приведена на рис. 4.

Сигналы с фотодиода камертонного датчика SP(+) и SP(-) поступают на камертонный генератор КГ, выходной сигнал которого подается на преобразователь уровня ПУ.

### Программное обеспечение

Для управления устройством определения интенсивности струи материала покрытия разработано специализированное программное обеспечение, выполняющее следующие функции:

- определение интенсивности струи испаряемого материала;
- расчет калибровочных коэффициентов;
- расчет необходимого числа проходов плазменного сопла.

С целью упрощения конфигурирования аппаратно-программных средств разрабатываемой АСК ТП организована автоматическая настройка модулей ввода-вывода, включающая:

- определение номера порта, к которому подключено оборудование;
- тестирование модулей ввода/вывода на работоспособность;
- установку оптимальных параметров передачи информации от аппаратной части к ПК.

Автоматическая настройка модулей ввода/вывода выполняется при каждом запуске программы, чем достигается минимизация вмешательства пользователя в систему, уменьшение внешних ошибок и упрощается эксплуатация АСК ТП.

После окончания технологического процесса осаждения покрытия все необходимые данные сохраняются в базе данных, с последующей возможностью формирования протокола осаждения покрытия.

### Методическое обеспечение

Для определения необходимого числа проходов плазменного сопла при нанесении покрытий необходимо определить интенсивность струи испаряемого материала. Для этого необходимо нанести покрытие из заданного порошка на контрольные образцы за определенное число проходов. По полученным данным программа определяет интенсивность струи распыляемого материала, а по ней – заданное число проходов плазменного сопла для получения требуемой толщины покрытия.

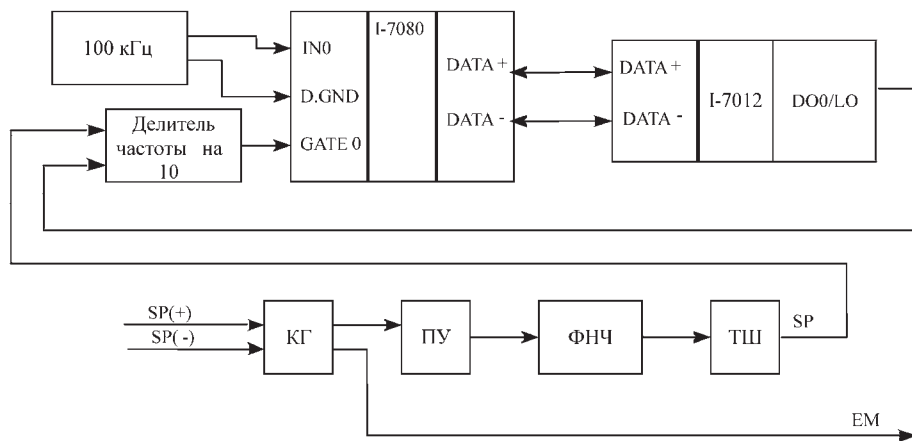


Рис. 4. Функциональная схема измерения периода колебаний



В.Ф. Губанов (Курганский государственный университет)

## Комплексное обеспечение профиля шероховатости и микротвердости поверхности при алмазном выглаживании

Рассмотрено выглаживание инструментом, позволяющим работать с большими значениями подачи, по сравнению с классическими конструкциями выглаживателей. Приведены авторская конструкция выглаживателя и рекомендации по выбору режимов выглаживания, обеспечивающих минимальное значение среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаженной поверхности и максимальное значение микротвердости поверхностного слоя. Приведенный материал ориентирован на высокоточные ответственные детали, для которых необходимо применение отделочно-упрочняющей обработки.

**Ключевые слова:** алмазное выглаживание, выглаживатель, микротвердость, шероховатость, режимы, производительность.

In the article it is considered burnishing by the tool allowing to work with great values of submissions, in comparison with classical designs of tools. The author's design burnisher is brought and recommendations at the choice of modes burnishing providing the minimal value of an average arithmetic deviation of a structure of a roughness burnished surfaces and the maximal value of microhardness of a superficial layer are given. The resulted material is focused on precision responsible details for which application of finishing strengthening processing is necessary.

**Keywords:** diamond burnishing, burnisher, microhardness, roughness, modes, productivity.

Целью современных методов отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием является комплексное обеспечение параметров качества поверхностного слоя рабочих поверхностей ответственных деталей. Имеется большая номенклатура деталей, рабочие поверхности которых удовлетворяют требованию минимального среднего арифметического отклонения профиля шероховатости поверхности ( $Ra < 0,1$  мкм) с одновременным значительным упрочнением поверхностного слоя, например, детали компрессорной техники [1]. Однако специфика методов отделочно-упрочняющей обработки, в частности алмазного выглаживания, такова, что всегда приходится решать компромиссные задачи. Например, увеличение радиуса индентора приводит к уменьшению  $Ra$ , но в то же время уменьшается и микротвердость поверхностного слоя  $H_u$  [2–4]. С позиции комплексного обеспечения параметров качества поверхностного слоя приходится выглаживать на "заниженной" подаче.

Задача комплексного обеспечения параметров качества поверхностного слоя с одновременным повышением производительности обработки может быть решена при использовании оригинальных конструкций инструментов [5].

Приведем рекомендации по режимам выглаживания, обеспечивающим комплекс параметров шероховатости и микротвердости поверхности, при использовании инструмента специальной конструкции [6].

Конструкция выглаживателя (рис. 1) включает два индентора 1, 2, два винта 3, 4, основание державки 5, крышку державки 6, четыре винта 7, 8, 9, 10 и регули-

ровочную прокладку 11. Выглаживатель устанавливается по оси центров токарного станка так, чтобы инденторы 1, 2 находились на одинаковом расстоянии относительно оси центров, индентор 2 выше, а индентор 1 ниже оси центров. Таким образом, индентор 2 уменьшает высотные параметры шероховатости поверхности, проходя по вершинам профиля шероховатости поверхности, образованной индентором 1, что обеспечивается толщиной регулировочной прокладки 11, позволяющей настраивать расстояние между инденторами в зависимости от подачи.

Рассмотрим значения параметров  $Ra$  и  $H_u$  при выглаживании инструментом данной конструкции в случае использования алмазных инденторов 1, 2 сфе-

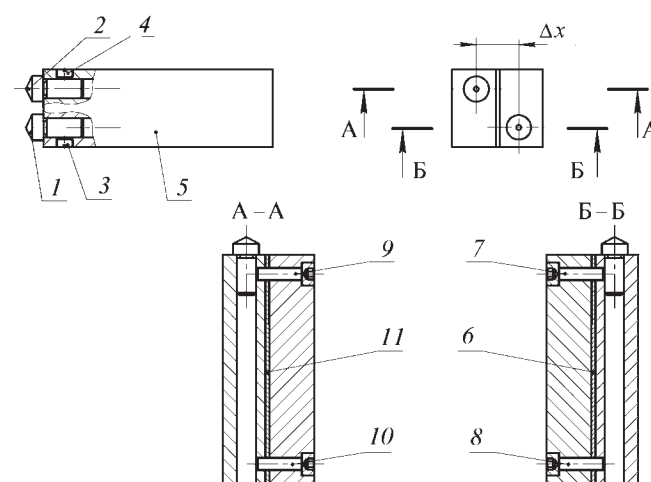


Рис. 1. Конструкция выглаживателя

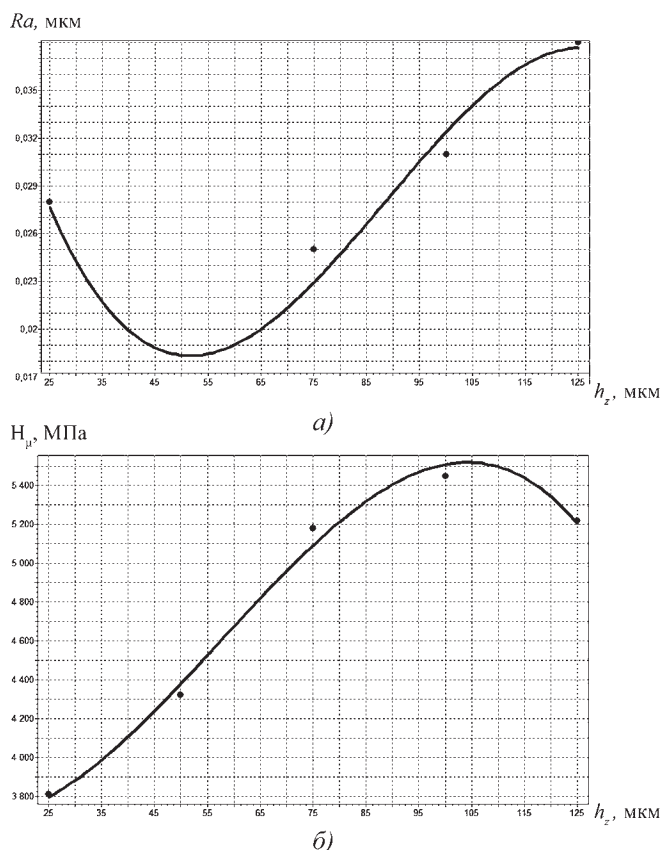


Рис. 2. Зависимость среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаженной поверхности  $Ra$  (а) и микротвердости поверхностного слоя  $H_{\mu}$  (б) от натяга  $h_z$

рической формы с одинаковыми радиусами рабочей части.

На первом этапе экспериментальных исследований изучали влияние натяга ( $h_z$ ) на параметры  $Ra$  и  $H_{\mu}$  при подаче  $S_0 = 0,07$  мм/об, скорости выглаживания  $v = 39,6$  м/мин, радиусе инденторов  $R = 3,5$  мм, исходном среднем арифметическом отклонении профиля шероховатости выглаживаемой поверхности  $Ra_{и} = 0,4$  мкм (рис. 2). Выглаживали цилиндрические поверхности деталей диаметром 40 мм из стали 45ХНМФА.

Анализ полученных результатов показывает, что с позиции комплексного обеспечения минимального значения среднего арифметического отклонения профиля шероховатости поверхности ( $Ra < 0,1$  мкм) и максимального значения микротвердости поверхностного слоя можно рекомендовать выглаживание при натягах от 55 до 100 мкм. При натягах до 55 мкм наблюдается сглаживающий режим обработки, на котором поверхность почти не упрочняется, а при натягах более 100 мкм происходит перенаклеп поверхностного слоя.

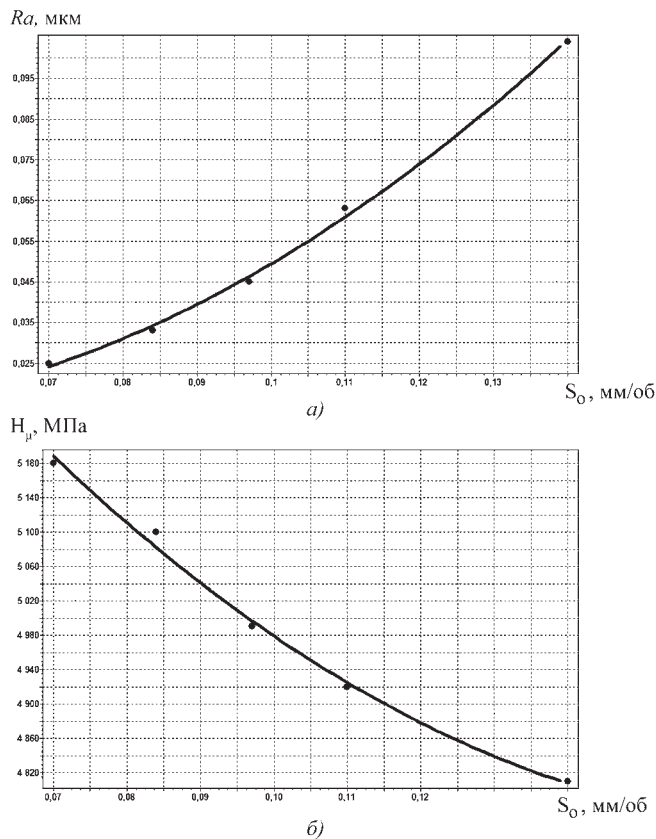


Рис. 3. Зависимость среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаженной поверхности  $Ra$  (а) и микротвердости поверхностного слоя  $H_{\mu}$  (б) от подачи  $S_0$

На втором этапе экспериментальных исследований изучали влияние подачи на параметры  $Ra$  и  $H_{\mu}$  при  $h_z = 75$  мкм,  $v = 39,6$  м/мин,  $R = 3,5$  мм,  $Ra_{и} = 0,4$  мкм (рис. 3).

Анализ полученных результатов показывает, что можно рекомендовать выглаживание при подаче до 0,13 мм/об.

На третьем этапе экспериментальных исследований изучали влияние скорости выглаживания на параметры  $Ra$  и  $H_{\mu}$  при  $h_z = 75$  мкм,  $S_0 = 0,07$  мм/об,  $R = 3,5$  мм,  $Ra_{и} = 0,4$  мкм (рис. 4).

Из анализа полученных результатов следует, что изменение скорости выглаживания в диапазоне до 62,8 м/мин не оказывает значительного влияния на среднее арифметическое отклонение профиля шероховатости выглаженной поверхности и микротвердость поверхностного слоя. Однако наблюдается тенденция к увеличению  $Ra$  и уменьшению  $H_{\mu}$  с возрастанием скорости выглаживания.

На четвертом этапе экспериментальных исследований изучали влияние радиуса инденторов на пара-

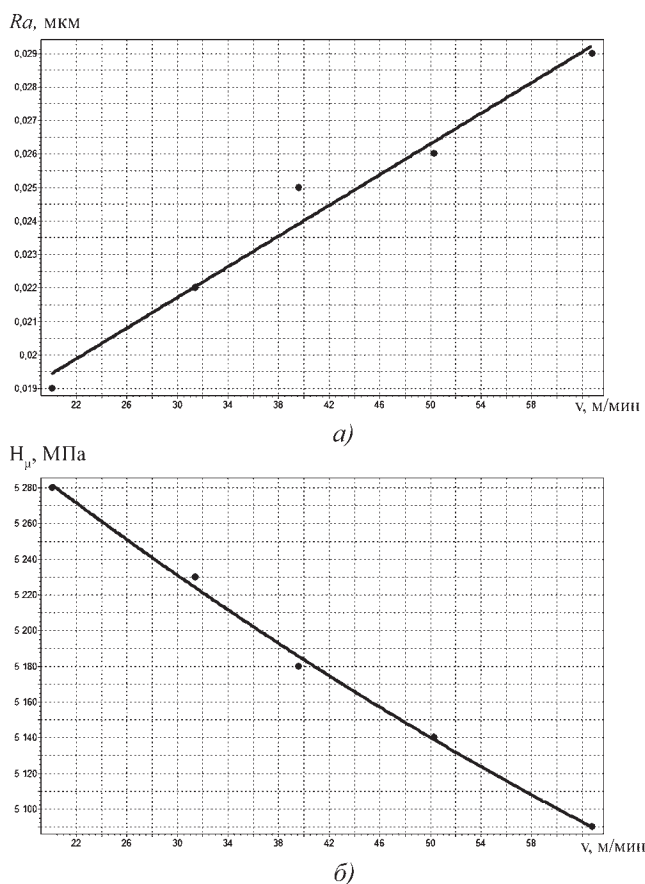


Рис. 4. Зависимость среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаженной поверхности  $Ra$  (а) и микротвердости поверхностного слоя  $H_{\mu}$  (б) от скорости выглаживания  $v$

метры  $Ra$  и  $H_{\mu}$  при  $h_z = 75$  мкм,  $S_0 = 0,07$  мм/об,  $v = 20,1$  м/мин,  $Ra_{и} = 0,4$  мкм (рис. 5).

Анализ полученных результатов показывает, что изменение радиуса инденторов при выглаживании предложенной конструкцией фактически не влияет на среднее арифметическое отклонение профиля шероховатости выглаженной поверхности (с позиции достижения значений  $Ra < 0,1$  мкм), следовательно, радиус инденторов можно подобрать в зависимости от требуемого значения микротвердости поверхностного слоя.

На заключительном пятом этапе экспериментальных исследований изучали влияние исходного среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаживаемой поверхности на параметры  $Ra$  и  $H_{\mu}$  при  $h_z = 75$  мкм,  $S_0 = 0,07$  мм/об,  $v = 20,1$  м/мин,  $R = 3,5$  мм (рис. 6).

Анализ полученных результатов показывает, что изменение исходного среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаживаемой поверхности не оказывает значительного влияния на

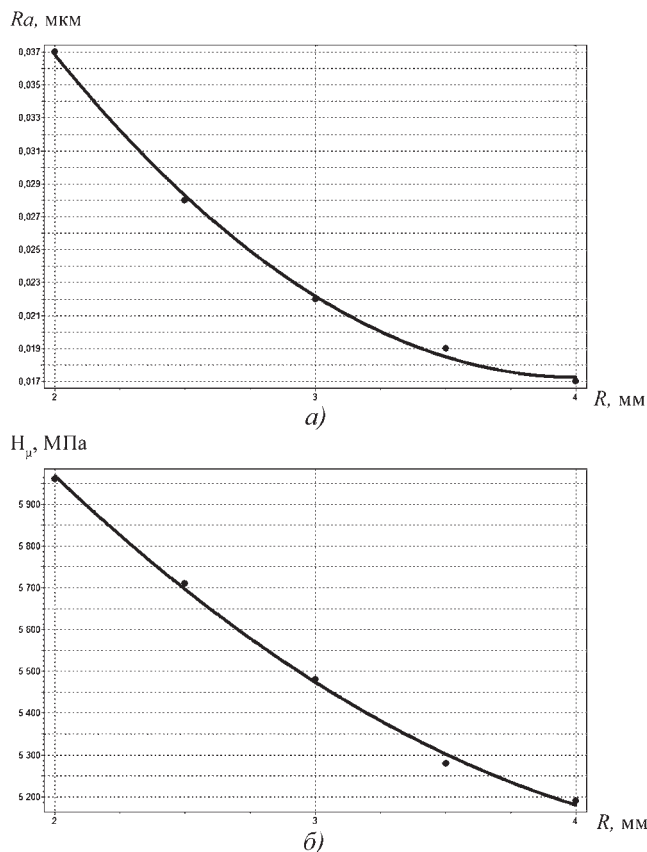


Рис. 5. Зависимость среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаженной поверхности  $Ra$  (а) и микротвердости поверхностного слоя  $H_{\mu}$  (б) от радиуса инденторов  $R$

среднее арифметическое отклонение профиля шероховатости выглаженной поверхности и микротвердость поверхностного слоя. Однако наблюдается тенденция к увеличению значений  $Ra$  и уменьшению  $H_{\mu}$  с возрастанием исходного среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаживаемой поверхности. Из соображений трудоемкости предшествующего выглаживанию перехода (точение) желательно обеспечивать значения  $Ra_{и}$  в диапазоне от 0,4 до 1 мкм.

Проверка воспроизводимости и стабильности процесса выглаживания инструментом рассмотренной конструкции с применением современных методик и соответствующего программно-математического обеспечения персонального компьютера [7] показала, что процесс является статистически управляемым.

Таким образом, данный выглаживатель позволяет работать с большими значениями подач по сравнению с классическими конструкциями [2]. Режимы выглаживания можно подобрать так, чтобы ком-

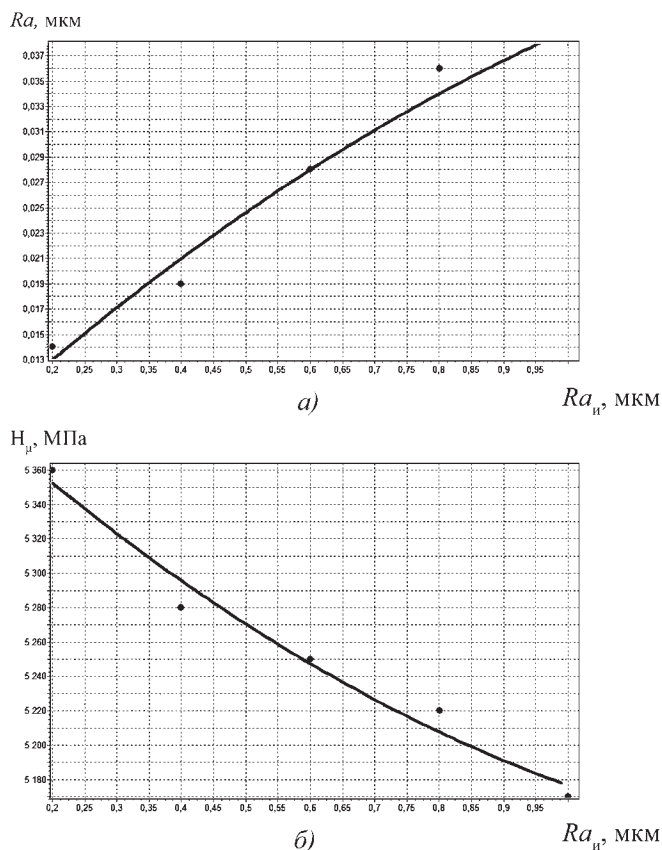


Рис. 6. Зависимость среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаженной поверхности  $Ra$  (а) и микротвердости поверхностного слоя  $H_n$  (б) от исходного среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаживаемой поверхности  $Ra_n$

плексно обеспечить минимальное значение среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаженной поверхности и максимальное значение микротвердости поверхностного слоя. При этом инструмент является достаточно простым по конструктивному исполнению, а следовательно, и себестоимость его будет невысока. Применение в конструкции выглаживателя инденторов разных радиусов обеспечит возможность управления качеством выглаженной поверхности.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горгоц В.Г., Кузнецов В.П., Губанов В.Ф., Ильичев С.А. Оптимизация процесса алмазного выглаживания деталей компрессорной техники // Компрессорная техника и пневматика. 2006. № 8. С. 33–35.
2. Торбило В.М. Алмазное выглаживание. М.: Машиностроение, 1972. 104 с.
3. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.
4. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 311 с.
5. Губанов В.Ф. Современный инструмент для выглаживания // Технология машиностроения. 2007. № 2. С. 13–14.
6. Патент РФ № 64553 U1 B24B 39/00. Выглаживатель / В.Ф. Губанов; опубл., Бюл. № 19. 2007.
7. Губанов В.Ф. Практикум по курсу "Статистические методы контроля и управления качеством" (в системе STATISTICA 6.1): учебно-методическое пособие. Курган: Изд-во Курганского гос. ун-та, 2008. 48 с.

#### 11-я Международная научно-практическая конференция

#### "Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки"

С 14 по 17 апреля 2009 г. в Санкт-Петербурге состоится 11-я Международная научно-практическая конференция "Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки", посвященная повышению надежности и долговечности различных изделий, разработке и применению новых технологий ремонта и восстановления, обеспечивающих экономию материально-финансовых ресурсов предприятий в различных отраслях промышленности.

Организаторы конференции – НПФ "Плазмацентр" и Санкт-Петербургский государственный политехнический университет.

С целью эффективного обмена опытом и получения новых знаний в рамках конференции пройдут четыре школы-семинара: "Все методы повышения стойкости инструмента, штампов холодного деформирования, пресс-форм и другой технологической оснастки"; "Наплавка и напыление – выбор технологии, оборудования и материалов"; "Ремонт, восстановление, упрочнение и контроль качества литейной оснастки, кузнечно-прессового инструмента и штампов"; "Конструирование деталей и узлов трения с повышенной долговечностью и износостойкостью".

На семинарах будут рассматриваться производственно-технические проблемы и пути их решения, продемонстрирован опыт применения современных технологий ремонта и упрочнения, увеличивающих срок службы изделий в 2...10 раз.

Полная информация о конференции и семинарах представлена на сайте [www.plasmacentre.ru](http://www.plasmacentre.ru).





## Указатель статей, опубликованных в журнале в 2008 г.

**Иваницкий Н.И., Константинов В.М. Л.Г. Ворошин** – основатель белорусской научной школы химико-термической обработки . . . . . № 1

### Общие вопросы упрочнения

- Антонюк В.С., Сорока Е.Б.** Конструирование дискретно-модифицированных износостойких поверхностей . . . . . № 10
- Газиев Р.Р., Захаров Н.М., Труннев Р.Н.** Особенности сопротивления двухслойных сталей малоциклового усталости . . . . . № 5
- Гречихин Л.И.** Физический механизм упрочнения и разрушения конструкционных материалов водородом . . . . . № 3
- Ефимов О.Ю., Громов В.Е., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В.** Фрактография поверхности чугунных прокатных валков после плазменного упрочнения и эксплуатации . . . . . № 12
- Зайдес С.А.** Охватывающее деформационное упрочнение мало жестких валов . . . . . № 2
- Зайдес С.А.** Физико-геометрическое моделирование охватывающего поверхностного пластического деформирования. *Окончание* . . . . . № 3
- Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Неклюдов И.М.** Влияние эффекта Баушингера на механические свойства никеля от исходного структурного состояния . . . . . № 11
- Камышанченко Н.В., Гальцева А.В., Гончаров И.Ю., Неклюдов И.М.** Влияние деформационного старения на структурное и поверхностное состояния никеля высокой чистоты . . . . . № 10
- Лебедев В.А., Чумак И.В.** Кинетическая модель упрочнения поверхностного слоя деталей виброударными методами ППД . . . . . № 7
- Табакон В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В.** Исследование теплового и напряженного состояний твердосплавного режущего инструмента с трехэлементными покрытиями . . . . . № 11
- Тарасов В.В., Малышко С.Б.** Особенности влияния исходной структуры на фазовые превращения при электрохимической обработке . . . . . № 12
- Фроленков К.Ю., Шоркин В.С., Фроленкова Л.Ю.** Модель дефектообразования в тонкопленочных покрытиях . . . . . № 10
- Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М.** Теплофизика процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками в электромагнитном поле . . . . . № 5
- Чаус А.С.** Перспективные направления развития литых быстрорежущих сталей и технологий их упрочнения . . . . . № 2

### Механическая упрочняющая обработка

- Амбросимов С.К.** Определение технологических параметров процесса деформирующе-режущего протягивания с опережающим пластическим деформированием и упругопластическим нагружением зоны резания . . . . . № 8
- Амбросимов С.К.** Феноменологическая модель исследования энергосиловых затрат на резание при опережающем деформирующем протягивании с упругопластическим нагружением . . . . . № 5
- Анкудимов П.Ю., Бабичев А.П., Люлько В.Г.** Уплотнение поверхностного слоя деталей порошковой металлургии методом виброударной отделочно-упрочняющей обработки . . . . . № 4
- Бабичев А.П., Максимов Д.В., Мотренко П.Д., Пастухов Ф.А., Чучукалов А.П.** Адресная виброударная упрочняющая обработка силовых деталей . . . . . № 8
- Бабичев А.П., Максимов Д.В., Пастухов Ф.А., Мотренко П.Д., Чучукалов А.П.** Поэлементная отделочно-зачистная и упрочняющая вибрационная обработка крупногабаритных деталей пространственной ориентации . . . . . № 7
- Бабичев А.П., Мотренко П.Д., Пастухов Ф.А., Максимов Д.В., Кайнбанда В., Медведев М.В.** Технологическое применение ударно-волновых процессов при виброударной обработке . . . . . № 10
- Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Неклюдов И.М.** Сравнительные характеристики эффекта Баушингера в зависимости от исходного состояния структуры никеля . . . . . № 7
- Катунин А.А.** Анализ способов планетарной обкатки неполных сферических поверхностей . . . . . № 7
- Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Баринов С.В., Силантьев С.А.** Повышение контактной выносливости деталей машин гетерогенным деформационным упрочнением статико-импульсной обработкой . . . . . № 7
- Копылов Ю.Р.** Особенности виброударного упрочнения длинномерных деталей . . . . . № 9
- Лебедев В.А.** Энергетическое условие эффективности упрочняющей обработки деталей динамическими методами ППД . . . . . № 8
- Матлин М.М., Мосейко В.О., Мосейко В.В.** Выбор степени покрытия отпечатками дробы и зонами пластической деформации упрочняемых поверхностей деталей машин при дробеобработке. . . . . № 9
- Попов М.Е.** Упрочняющая обработка деталей поверхностным пластическим деформированием ударно-импульсным инструментом с пружинным приводом . . . . . № 8

- Степанов Ю.С., Катунин А.А.** Моделирование процесса ротационной обкатки неполных сферических поверхностей шаровых пальцев . . . . . № 10
- Суслов А.Г., Гулов Р.В., Тишевских Е.С.** Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. . . . . № 9
- Хейфец М.Л.** Движение деформирующего элемента накатного инструмента в процессе поверхностной обработки деталей машин . . . . . № 2

**Термическая обработка**

- Алферов В.И.** Режимы охлаждения деталей и выбор закалочной жидкости при термообработке . . . . . № 5
- Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н., Мульчин В.В.** Выбор материала и метода термической обработки для получения трубного ферритно-мартенситного композита . . . . . № 11
- Сафонов Е.Н.** Электродуговая закалка чугунных валков с оплавлением поверхности . . . . . № 12
- Шморгун В.Г., Трыков Ю.П., Донцов Д.Ю., Слаутин О.В., Арисова В.Н.** Формирование диффузионной прослойки в титаностальном композите . . . . . № 6

**Обработка концентрированными потоками энергии**

- Бровер А.В.** Особенности лазерной упрочняющей обработки деталей машин и инструмента . . . . . № 6
- Иванов Ю.Ф., Овчаренко В.Е., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю.** Электронно-пучковая модификация плазменных металлокерамических покрытий . . . . . № 12
- Коротгаев Д.Н., Машков Ю.К.** Восстановление деталей гидроцилиндров электроискровым легированием . . . . . № 8
- Кундас С.П., Марковник Д.В., Иванов Д.Г., Крашанинин В.А., Ильиных С.А.** Математическая модель процесса поверхностного плазменного упрочнения стальных изделий . . . . . № 3
- Лейви А.Я., Майер А.Е., Шулов В.А., Яловец А.П.** Влияние параметров облучения сильноточными импульсными пучками заряженных частиц и исходного состояния поверхности твердотельных мишеней на их микрорельеф . . . . . № 11
- Мальшев В.Н.** Моделирование пробоя диэлектрического слоя при микродуговом окислении . . . . . № 5
- Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Гнедовец А.Г., Романов Р.И., Костычев И.В.** Компьютерное моделирование импульсного лазерно-иницированного потока атомов при нанесении покрытий в вакууме и инертном газе . . . . . № 6
- Соколов Ю.В., Позняк И.Г., Садоха М.А.** Плазменное напыление при производстве пресс-форм и кокилей . . . . . № 2
- Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В.** Трибологические свойства тонкопленочных наноструктурированных покрытий в системе элементов W—Se—C . . . . . № 9
- Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев А.Д., Теряев Д.А., Быченко О.А., Энгелько В.И., Горохов В.Н.** Нанесение эрозионно стойких нанопокровов системы Ti—Si—B, содержащих тах-фазу, на поверхность детали из сплава Ti6Al4V вакуумно-плазменным методом сепарацией плазмы от капельной фракции . . . . . № 12

**Химическая, химико-термическая и электрохимическая обработка**

- Архипов В.Е., Куксенова Л.И., Москвитин Г.В., Поляков А.Н.** Покрытия на основе хрома и бора, полученные методом СВС. . . . . № 4
- Блюменштейн В.Ю., Земскова Е.П.** Исследование коррозионной стойкости МДО-покрытий . . . . . № 10
- Верхотуров А.Д., Коневцов Л.А., Шпилёв А.М., Гордиенко П.С., Панин Е.С.** Исследование влияния электроискрового упрочнения вольфрамокобальтовых твердых сплавов на жаростойкость при нагреве до 1000 °С . . . . . № 9
- Веселовский А.А., Завалишин А.Н.** Исследование кинетики совместного термодиффузионного насыщения серого чугуна алюминием и ванадием из порошковой смеси контактным способом . . . . . № 8
- Ворошнин Л.Г.** Перспективы развития химико-термической обработки (материалы лекций). . . . . № 1
- Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л.** Химико-термическая обработка микрообъектов . . . . . № 1
- Гадалов В.Н., Серебровский В.В., Емельянов С.Г., Кореньевский Н.А., Гнездилова Ю.П., Романенко Д.Н.** Электроосаждение бинарных сплавов на основе железа . . . . . № 5
- Галин Р.Г., Астрейко Л.А.** Диффузионные цинковые покрытия, полученные в гидротермически обработанных порошковых средах . . . . . № 1
- Гармаева И.А., Лыгденев Б.Д., Гурьев А.М., Власова О.А.** Исследование влияния различных факторов при борировании на механические свойства стали с применением математической модели. . . . . № 10
- Гурьев А.М., Лыгденев Б.Д., Власова О.А., Иванов С.Г., Козлов Э.В., Гармаева И.А.** Фазовый состав и механизм образования диффузионного слоя при борировании сталей в условиях циклического теплового воздействия . . . . . № 1
- Козлов Д.А., Овчинников В.В.** Влияние состава бронзы на свойства стали 30ХГСН2А при электроискровом легировании . . . . . № 9
- Копылов Ю.Р., Толчеев А.В.** Технология толсто-слоистого восстановления изношенных деталей гальваномеханическим железнением . . . . . № 4
- Коротгаев Д.Н., Ким В.А., Иванова Е.В.** Влияние технологических условий электроискрового легирования на состав, распределение и энергетическое состояние анодного массового потока . . . . . № 6
- Короткин В.И., Харитонов Ю.Д., Онишков Н.П., Нахимович И.А.** Влияние силовых и геометрических параметров теоретически точечного контакта поверхностно упрочненных зубчатых передач на выбор характеристик упрочненного слоя . . . . . № 8
- Мордовин А.И., Фомина Л.П., Смирнов А.Е., Рыжов Н.М.** Анализ эффективности газовых сред при вакуумной цементации . . . . . № 11
- Николенко С.В., Верхотуров А.Д., Комарова Г.П.** Закономерности образования измененного поверхностного слоя при электроискровом легировании . . . . . № 4

<b>Николенко С.В., Потапова Н.М., Метлицкая Л.П.</b> Исследование жаростойкости модифицированного поверхностного слоя стали Р6М5 после электроискрового легирования . . . . .	№ 8
<b>Николенко С.В., Пячин С.А., Пугачевский М.А.</b> Электроискровое легирование поверхности титанового сплава ВТЗ-1 . . . . .	№ 5
<b>Погрелок И.Н., Ткачук О.В., Федирко В.Н.</b> Поверхностное упрочнение титановых сплавов при оксинитрировании . . . . .	№ 6
<b>Протасевич Г.Ф., Протасевич В.Ф.</b> Преобразование неадекватных моделей с помощью метода "перевала" при решении задач ХТО . . . . .	№ 1
<b>Симонов В.Н., Язонкин Л.В., Шкретов Ю.П.</b> Анализ причин неоднородности толщины покрытий, полученных в активизированных газовых средах . . . . .	№ 5
<b>Сутягин В.В., Сайкин С.А.</b> Повышение ресурса концевой инструмента за счет применения нанокompозитных PVD-покрытий при обработке титановых сплавов в авиастроении . . . . .	№ 5
<b>Тарасов А.Н., Павловский Н.Р., Тилипалов В.Н.</b> Карбонитрирование титановых сплавов в древесно-угольных активированных порошковых смесях . . . . .	№ 6
<b>Тарасов А.Н., Павловский Н.Р., Ткачевская Г.Д.</b> Карбонитрирование формообразующего инструмента в порошковых смесях на неспециализированном оборудовании . . . . .	№ 3
<b>Федосов В.В., Федосова А.В.</b> Влияние интегральной дисперсности частиц на отбор тепла порошком при газопламенном напылении-наплавке . . . . .	№ 4
<b>Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М.</b> Электромеханика импульсных процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками . . . . .	№ 3
<b>Химухин С.Н., Муромцева Е.В.</b> Электродный материал из белых комплексно-легированных чугунов . . . . .	№ 2
<b>Хина Б.Б., Хусид Б.М.</b> Математическое моделирование синтеза покрытий и материалов: от твердофазной диффузии к механизмам фазообразования (по материалам работ научной школы проф. Л.Г. Ворошниина) . . . . .	№ 1
<b>Цырлин Э.С.</b> Ионное азотирование прецизионных деталей машин . . . . .	№ 2

**Методы нанесения функциональных покрытий**

<b>Анкудимов П.Ю., Анкудимов Ю.П., Чаава М.М.</b> Повышение антикоррозионных свойств деталей из спеченных материалов нанесением покрытий из металлических порошков методом вибрационной обработки . . . . .	№ 7
<b>Архипов В.Е., Биргер Е.М., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Поляков А.Н.</b> Некоторые перспективные методы модификации поверхности металлов лазерной обработкой. . . . .	№ 12
<b>Белоцерковский М.А.</b> Структурные аномалии в стальных газотермических покрытиях и возможности их использования . . . . .	№ 10
<b>Веселовский А.А., Завалишин А.Н.</b> Установка для термодиффузионного упрочнения изделий типа колец. . . . .	№ 6
<b>Гадалов В.Н., Романенко Д.Н., Горякин И.М., Камышников Ю.П., Шкодкин В.И.</b> Локальное избирательное нанесение электрофизических покрытий на металлообрабатывающий инструмент . . . . .	№ 4

<b>Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А.</b> Детонационное напыление и исследование свойств покрытий из сплавов на никелевой основе и чугуна . . . . .	№ 11
<b>Каменева А.Л., Клочков А.Ю., Пименова Н.В., Торсунов М.Ф., Крохалева Е.Г.</b> Изучение влияния технологических параметров электродугового испарения на температуру поверхности конденсации, фазовый состав, структуру и свойства пленок на основе ZrN . . . . .	№ 12
<b>Копылов Ю.Р.</b> Трехмерная оценка формирования качества поверхностного слоя при виброударном упрочнении . . . . .	№ 7
<b>Ли Р.И., Щетинин М.В.</b> Исследование долговечности и технология восстановления неподвижных соединений подшипников акриловым адгезивом АН-105. . . . .	№ 4
<b>Мельников П.С.</b> Оксидирование алюминия и его сплавов с одновременной защитой катода от растворения в кислой среде . . . . .	№ 2
<b>Нафиков М.З., Загиров И.И., Левин Э.Л., Сайфуллин Р.Н.</b> Особенности формирования структуры металлопокрытий, нанесенных электроконтактной наплавкой проволокой из углеродистых и легированных сталей . . . . .	№ 6
<b>Пантелеенко Ф.И., Константинов В.М.</b> Состояние и особенности диффузионного легирования порошков . . . . .	№ 1
<b>Сайфуллин Р.Н.</b> Способ электроконтактной приварки металлических порошков . . . . .	№ 8
<b>Сайфуллин Р.Н.</b> Способ электроконтактной приварки ферромагнитных порошков . . . . .	№ 9
<b>Сорокин В.М., Суслик М.Е., Танчук С.С.</b> Технологическое и расчетное обеспечение при послойном натирании и упрочнении твердых смазок на внутренних поверхностях цилиндров . . . . .	№ 11
<b>Тарасов А.Н., Панфилов В.А., Павловский Н.Р.</b> Универсальные плазменно-дуговые покрытия деталей ЭРД МТ из магнитомягких сталей и сплавов . . . . .	№ 2
<b>Тюрин Ю.Н., Головенко С.И., Дуда И.М., Гарькавый Н.И.</b> Упрочнение шеек крупногабаритных коленчатых валов . . . . .	№ 9
<b>Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Гнедовец А.Г.</b> Импульсное лазерное осаждение тонкопленочных покрытий с применением капельной заслонки . . . . .	№ 12

**Методы восстановления деталей**

<b>Неровный В.М., Михальцевич О.И.</b> Расширение возможностей ремонта лопаток турбины дуговой пайкой в вакууме . . . . .	№ 9
---	-----

**Обработка комбинированными методами**

<b>Бледнова Ж.М., Чаевский М.И., Русинов П.О.</b> Методические подходы и новые технические решения для формирования наноструктурированных поверхностных слоев в условиях высокого градиента температур . . . . .	№ 11
<b>Гончаров С.В., Тарасенко А.Т., Иванов В.А.</b> Технология ремонта опорных катков тяжелой строительной дорожной техники с применением полимерных композиционных материалов . . . . .	№ 12
<b>Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г., Хина Б.Б.</b> Научные и технологические принципы получения механически легированных дисперсно-упрочненных материалов . . . . .	№ 1



- Полетика И.М., Крылова Т.А., Перовская М.В., Иванов Ю.Ф., Гнусов С.Ф., Голковский М.Г.** Структура и механические свойства металла вневакуумной электронно-лучевой наплавки до и после термической обработки . . . . . № 4
- Скобелев С.Б., Масыгин В.Б.** Исследование возможности управления геометрическими параметрами обработанной поверхности для определения износостойкости пар трения при ударно-акустической обработке . . . . . № 3
- Суджанская И.В., Галкина М.Е., Гончаров И.Ю., Колпаков А.Я., Поплавский А.И., Сафронова О.В.** Влияние ионного облучения и углеродного покрытия толщиной до 100 нм на микротвердость и трещиностойкость кремния . . . . . № 3
- Сухочев Г.А., Кадрыметов А.М.** Экспериментальные исследования параметров управляемости процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий . . . . . № 11
- Фатыхова Г.М., Смоленцев В.П., Уваров М.А.** Динамическая модель формирования покрытий при комбинированной обработке . . . . . № 6

**Контроль качества упрочняющей обработки**

- Арисова В.Н., Трыков Ю.П., Самарский Д.С.** Влияние деформации изгиба на характер упрочнения магниево-алюминиевого композита. . . . . № 3
- Блюменштейн В.Ю., Кречетов А.А.** Исследование накопления деформаций и исчерпания запаса пластичности упрочненного металла при эксплуатационном усталостном нагружении с использованием метода акустической структуроскопии. . . . . № 3
- Гасанов Ш.Г.** Решение задачи о трещине на границе раздела покрытия и упругой основы. . . . . № 9
- Гребенщиков А.В., Смоленцев В.П.** Поверхностный слой материалов после импульсной обработки . . . . . № 10
- Курандо Е.А.** Рентгенофлуоресцентный метод определения толщины покрытий . . . . . № 4
- Левин Э.Л., Сайфуллин Р.Н.** Оценка прочности сцепления ленты с основным металлом при восстановлении деталей электроконтактной приваркой . . . . . № 10
- Лесюк Е.А.** Исследование влияния охлаждающей среды на микротвердость сталей при ультразвуковой упрочняющей обработке . . . . . № 9
- Люлько А.В., Гриценко В.В., Чан Мань Тунг, Люлько В.Г.** Исследование поровой структуры и свойств упрочненной матрицы композиционных материалов на основе железных порошков . . . . . № 7
- Макаров В.Ф., Половинкин А.Х.** Оценка напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя детали при ультразвуковой упрочняющей финишной обработке деталей ГТД . . . . . № 5

- Рудых Н.В.** Оценка напряженно-деформированного состояния упрочненного слоя металла при поверхностно-пластическом деформировании . . . . . № 12
- Слободян М.С., Слободян С.М.** Анализ акустических методов диагностики запаса пластичности материала . . . . . № 3
- Цеханов Ю.А., Шейкин С.Е., Балаганская Е.А.** Определение контактных давлений по микротвердости поверхностного слоя при деформирующем протягивании трубных заготовок . . . . . № 2

**Информация. Производственный опыт**

- Указатель статей, опубликованных в 2007 году . . . . .** № 1
- Афонин А.Н.** Перспективы производства резбно-накатного оборудования и инструмента в Российской Федерации . . . . . № 7
- Бабенко Э.Г., Лихачев Е.А., Колесников М.А.** Применение новых флюсов из минерального сырья для электрошлаковой наплавки и переплава . . . . . № 10
- Бабичев А.П., Месхи Б.Ч., Медведев М.В., Кайнбанда В.** Снижение шумовых характеристик и улучшение экологических показателей виброударной обработки крупногабаритных деталей . . . . . № 7
- Беников В.С., Саушкин Б.П., Дикусар А.И.** Анализ технологий изготовления поверхностных занижений глубиной 10...20 мкм . . . . . № 6
- Гребенщиков А.В., Смоленцев В.П.** Очистка изделий от загрязнений импульсным воздействием . . . . . № 9
- Исаев А.Н., Любимов Ю.В.** Применение методов ППД для формирования составных цилиндров со свернутыми из пластин втулками. . . . . № 7
- Методы определения жаростойкости защитных покрытий (по ГОСТ 9.312–89). . . . .** № 8
- Стрижов А.Н.** Технология восстановления гребешков фланцев лабиринта . . . . . № 10
- Чертов В.М.** Барьерные покрытия нержавеющей стали . . . . . № 6
- Шамшура С.А.** Виброакустические характеристики оборудования виброударного упрочнения труб лонжеронов вертолетов. . . . . № 7
- Шачнев С.Ю.** Обеспечение параметров шероховатости поверхности при обработке деталей из титановых сплавов . . . . . № 5

**Нормативно-технические документы**

- Покрытия термодиффузионные цинковые. Общие требования и методы контроля. ГОСТ Р 9.316. . . . .** № 2
- Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии (по ГОСТ 6032–2003). . . . .** № 4

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.  
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".  
E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.

Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*

Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*

Сдано в набор 27.10.08 г. Подписано в печать 23.12.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,58. Заказ 15. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".

Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15