

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 16  
2020  
№ 1 (181)  
январь

Издается с января 2005 г.

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

**Председатель редакционного  
совета**

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

**Заместитель главного  
редактора**

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя  
редакционного совета:**

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

**Редакционный совет:**

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

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

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

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

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.  
Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.  
Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.  
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.  
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.В. СЛЕПЦОВ, д.т.н., проф.  
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.  
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.  
Ян СУХАНЭК

Мариан СЧЕРЕК  
Войтек ХОМИК

**Редакция:**

О.С. ЛУКАШЕНКО  
А.В. ОРЛОВА  
Е.А. СЕРИКОВА

Журнал распространяется по подписке,  
которую можно оформить в любом  
почтовом отделении (индекс  
по каталогу "Пресса России" 39269)  
или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
268-47-19.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

## СОДЕРЖАНИЕ

➔	<b>МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА</b>	
	<b>Акулович Л.М., Ворошуха О.Н.</b> Упрочняющая магнитно-абразивная обработка поверхностей с управлением процессом резания .....	3
	<b>Макаров В.Ф., Белобородов В.С.</b> Повышение надежности и долговечности деталей ГТД методами упрочняющей обработки .....	9
	<b>Морозов А.В., Федотов Г.Д., Мушарапов Д.Р., Шамуков Н.И., Горшков А.Ю.</b> Повышение износостойкости подвижных прямобочных шлицевых соединений электромеханической обработкой .....	14
➔	<b>ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ</b>	
	<b>Усов С.В., Точилин И.П., Некрылов А.М., Родионов А.О.</b> Повышение эксплуатационного ресурса деталей машин с помощью комбинированных физико-технических методов .....	19
➔	<b>ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ</b>	
	<b>Фоминский Д.В., Неволин В.Н., Грицкевич М.Д.</b> Сравнительные исследования антифрикционных свойств тонкопленочных покрытий MoS <sub>x</sub> , MoSe <sub>x</sub> и WSe <sub>x</sub> , формируемых импульсным лазерным осаждением .....	23
➔	<b>ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА</b>	
	<b>Хусаинов Ю.Г., Агзамов Р.Д., Николаев А.А., Тагиров А.Ф.</b> Повышение эффективности процесса ионного азотирования титанового сплава ВТ6 с крупно- и ультрамелкозернистыми структурами .....	29
➔	<b>УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ</b>	
	<b>Верещака А.А., Табаков В.П.</b> Процессы трещинообразования в многослойных покрытиях с наноструктурными функциональными слоями в процессе резания .....	34
	<b>Сенють В.Т., Витязь П.А., Валькович И.В., Хейфец М.Л., Колмаков А.Г.</b> Влияние нано- и микроструктурного кубического нитрида бора на структуру и микротвердость термобарически обработанного самофлюсующегося сплава ПГ-СР4 .....	39
➔	<b>ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ</b>	
	<b>Указатель статей, опубликованных в журнале в 2019 г.</b> .....	45

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

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 16  
2020  
№ 1 (181)  
January

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

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

**Chair of Editorial Council**

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

**Editorial Assistant**

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

**Chairman Assistants:**

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

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.E. GROMOV  
S.A. KLIMENKO  
Yu.R. KOPYLOV  
N.K. KRIONI  
V.P. KUZNETSOV  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAKHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.V. SLEPTSOV  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUKHOICHEV  
V.P. TABAKOV  
V.A. SHULOV  
M.L. KHEIFETS  
Jan SUCHANEK  
Marian SZCZEREK  
Wojciech HOMIK

**Edition:**

O.S. LUKASHENKO  
A.V. ORLOVA  
E.A. SERIKOVA

## CONTENTS

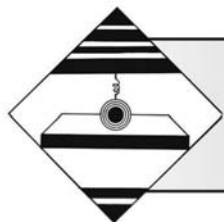
➔	<b>MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING</b>	
	<b>Akulovich L.M., Voroshukho O.N.</b> Magnetic abrasive hardening of surfaces with cutting control .....	3
	<b>Makarov V.F., Beloborodov V.S.</b> Improving of reliability and durability of gas turbine engine parts by hardening methods .....	9
	<b>Morozov A.V., Fedotov G.D., Musharapov D.R., Shamukov N.I., Gorshkov A.Yu.</b> Improving of wear resistance of movable straight-spline joints by electromechanical processing .....	14
➔	<b>PROCESSING BY COMBINED METHODS</b>	
	<b>Usov S.V., Tochilin I.P., Nekrylov A.M., Rodionov A.O.</b> Improving of operating life of machine parts using combined physical and technical methods .....	19
➔	<b>PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY</b>	
	<b>Fominsky D.V., Nevolin V.N., Gritskevich M.D.</b> Comparative studies of antifriction properties of thin-film MoS <sub>x</sub> , MoSe <sub>x</sub> and WSe <sub>x</sub> coatings formed by pulsed laser deposition .....	23
➔	<b>CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING</b>	
	<b>Khusainov Yu.G., Agzamov R.D., Nikolaev A.A., Tagirov A.F.</b> Improving of ion nitriding process efficiency of VT6 titanium alloy with coarse- and ultrafine-grained structures .....	29
➔	<b>STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY</b>	
	<b>Vereshchaka A.A., Tabakov V.P.</b> Crack formation processes in multilayer coatings with nanostructured functional layers during cutting .....	34
	<b>Senyut' V.T., Vityaz' P.A., Val'kovich I.V., Kheyfets M.L., Kolmakov A.G.</b> Effect of nano- and microstructured cubic boron nitride on structure and microhardness of thermobarically treated PG-SR4 self-fluxing alloy .....	39
➔	<b>INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE</b>	
	<b>The index</b> of articles published in 2019 .....	45

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

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

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

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



УДК 621.923

Л.М. Акулович, О.Н. Ворошухо

(Белорусский государственный аграрный технический университет, г. Минск)

E-mail: leo-akulovich@yandex.ru

## Упрочняющая магнитно-абразивная обработка поверхностей с управлением процессом резания

*Обоснованы расположение абразивной щетки в зоне входа в рабочий зазор и целесообразность наклона оси ферроабразивных зерен относительно обрабатываемой поверхности под углом менее 90°. Описан метод управления углом наклона ферроабразивных зерен с помощью дополнительного магнитного поля, что обеспечивает улучшение шероховатости поверхности, повышение интенсивности съема металла и микротвердости поверхностного слоя.*

**Ключевые слова:** магнитно-абразивная обработка, ферроабразивное зерно, полюсный наконечник, рабочий зазор, интенсивность резания, магнитный поток, шероховатость.

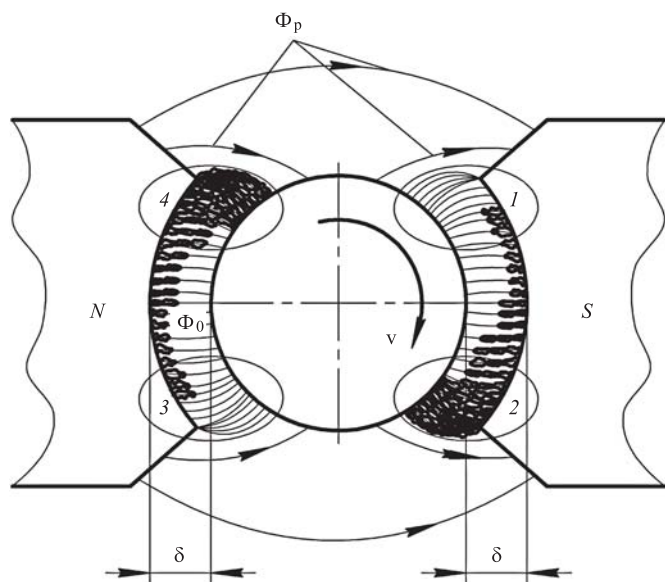
*The abrasive brush location in the zone of entry into the working gap and the axis tilt expediency of the ferro-abrasive grains relative to the surface to be machined at angle of less than 90° are justified. Method for controlling the ferro-abrasive grains slope using additional magnetic field is provided, which provides surface roughness improvement, increase in the metal removal rate and the microhardness of the surface layer.*

**Keywords:** magnetic abrasive machining, ferro-abrasive grain, pole tip, working gap, cutting intensity, magnetic flux, roughness.

На эксплуатационные характеристики деталей машин оказывает влияние топография их рабочих поверхностей, формируемая на операциях финишной обработки. Среди финишных методов традиционно доминирует абразивная обработка [1, 2]. При финишной абразивной обработке интенсивность резания определяется возможностью изменять давление абразивных зерен на обрабатываемую поверхность заготовки. В незакрепленном состоянии зерна абразива более полно используют свои режущие способности, так как каждое зерно имеет возможность независимо осуществлять нивелирование режущей кромки относительно обрабатываемой поверхности. К числу таких способов относится магнитно-абразивная обработка (МАО). В результате явления самоорганизации ферроабразивные зерна (ФАЗ) под действием магнитного поля стремятся сориентироваться наиболее острыми кромками перпендикулярно к обрабатываемой поверхности. При этом множество ФАЗ охватывают участок обрабатываемой поверхности и образуют гибкий профилирующий абразивный инструмент в виде абразивной щетки [1]. Установлено, что на интенсивность

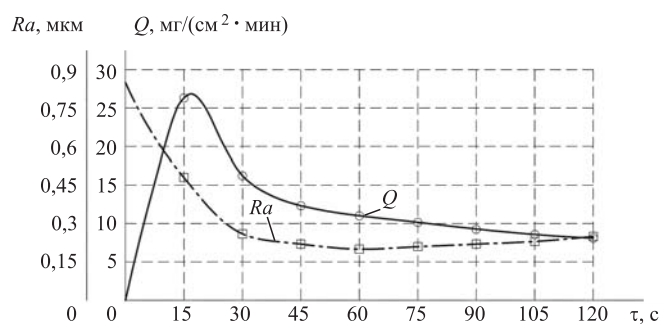
МАО и качество поверхности оказывает влияние зона расположения в рабочем зазоре абразивной щетки, в которой происходит концентрация магнитного потока. При МАО цилиндрических поверхностей под действием тангенциально направленной силы трения ФАЗ из зон 1 и 3 перемещаются в зоны 2 и 4 соответственно (рис. 1). В результате этого абразивная щетка располагается у выхода из рабочего зазора, а входящие в нее ФАЗ, которые контактируют с обрабатываемой поверхностью, увлекаются силой трения и наклоняются в направлении вектора скорости главного движения, что увеличивает угол резания и снижает режущую способность абразивной щетки.

Установлено, что интенсивное резание происходит в течение первых 15...30 с МАО, затем наблюдается его "затухание" (рис. 2). По мере износа ФАЗ и засаливания абразивной щетки стружкой и продуктами износа происходит проскальзывание зерен по обрабатываемой поверхности, в результате чего производительность МАО снижается в 2 и более раз. При этом шероховатость поверхности не уменьшается. Объясняется это невозможностью режущим ферроабразивным зернам



**Рис. 1. Схема формирования режущего инструмента при МАО:**

$\Phi_0$  — основной магнитный поток;  $\Phi_r$  — поток рассеивания;  $\delta$  — рабочие зазоры; 1–4 — зоны формирования режущего инструмента;  $v$  — скорость главного движения



**Рис. 2. Зависимости производительности обработки  $Q$  и параметра шероховатости поверхности  $Ra$  от времени обработки  $\tau$**

переориентироваться в уплотненной массе абразивной щетки и сменить режущие кромки.

Решение проблемы кроется в повышении интенсивности съема металла, базирующейся на исследованиях механизма резания абразивным зерном [3], сориентированным под разными углами относительно обрабатываемой поверхности.

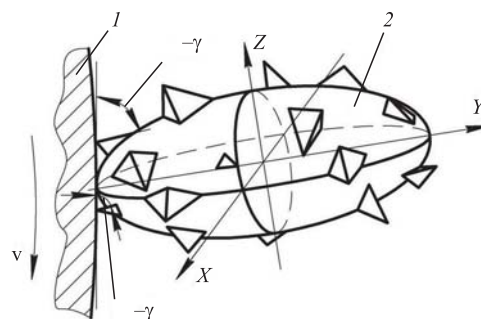
В отличие от традиционных способов абразивной обработки при МАО имеется возможность регулирования упругопластического деформирования поверхностного слоя обрабатываемой поверхности при воздействии абразивной щетки путем изменения ее плотности и жесткости, что позволяет управлять интенсивностью съема металла и параметрами шероховатости обрабатываемых поверхностей в пределах  $Ra = 0,01...0,63$  мкм [2].

Плотность абразивной щетки зависит от формы и размеров композиционных ФАЗ. Форма ФАЗ влияет также на их возможность разворачиваться в направлении магнитных силовых линий в процессе МАО. ФАЗ могут иметь весьма разнообразную форму, приближающуюся к овальной, эллиптической, веретенообразной, пластинчатой. Каждое ферроабразивное зерно имеет, как правило, несколько вершин, образованных гранями (сколами) с определенными радиусами их скругления. Для моделирования контура режущего инструмента при МАО поверхностей различного профиля форму ФАЗ удобно представлять в виде правильной геометрической фигуры. Поэтому в качестве обобщенной модели ФАЗ указанных форм целесообразно принять форму трехосного эллипсоида, на поверхности которого расположены микрочастицы абразивной составляющей (рис. 3).

Классическая схема МАО предполагает преимущественно отрицательные значения передних углов  $\gamma$  режущих элементов, при которых превалирует не процесс резания, а выхаживание поверхности. Изменять углы  $\gamma$  можно путем наклона оси  $Y$  относительно обрабатываемой поверхности (см. рис. 3).

В рабочем зазоре всегда имеет место неравномерность распределения магнитного потока, вызванная конечными геометрическими размерами полюсного наконечника и обрабатываемой заготовки. Эта неравномерность характеризуется градиентом магнитной индукции  $\text{grad}B$ . Поэтому в неравномерном магнитном потоке на ферроабразивные зерна в форме трехосного эллипсоида действует сила магнитного поля  $F_M$  в направлении вектора  $\text{grad}B$ :

$$F_M = \frac{\mu_a abc \chi H^2}{R_d + \delta},$$



**Рис. 3. Форма модели ферроабразивного зерна, расположенного в контакте с обрабатываемой поверхностью при МАО:**

1 — обрабатываемая поверхность; 2 — ферроабразивное зерно;  $v$  — скорость главного движения;  $\gamma$  — передний угол

где  $\mu_a$  — магнитная проницаемость материала ферроабразивного зерна, Н/А<sup>2</sup> или Гн/м;

$a, b, c$  — размеры большой, средней и малой осей эллипсоида соответственно, м;

$\chi$  — магнитная восприимчивость материала порошка;

$R_d$  — радиус обрабатываемой заготовки, м;

$\delta$  — ширина рабочего зазора, м.

В зонах входа и выхода из рабочего зазора наблюдается неравномерность магнитного потока в тангенциальном направлении. В таких зонах сила магнитного поля  $F_M$  разбивается на  $F_M(\Delta B_1)$  — нормальную и  $F_M(\Delta B_2)$  — тангенциальную составляющие.

Анализ действующих на ФАЗ сил магнитного поля показывает, что на входе в рабочий зазор и выходе из него равнодействующая сила направлена в сторону рабочего зазора и "втягивает" в него ферроабразивные зерна (рис. 4).

Под действием указанных на рис. 4 сил ферроабразивные зерна, находящиеся у входа в рабочий зазор, скользят по поверхности полюсного наконечника электромагнита с угловой скоростью, равной скорости вращения заготовки. У выхода из рабочего зазора они удерживаются силой  $F_M(\Delta B_2)$  и образуют плотную абразивную щетку. Вместе с

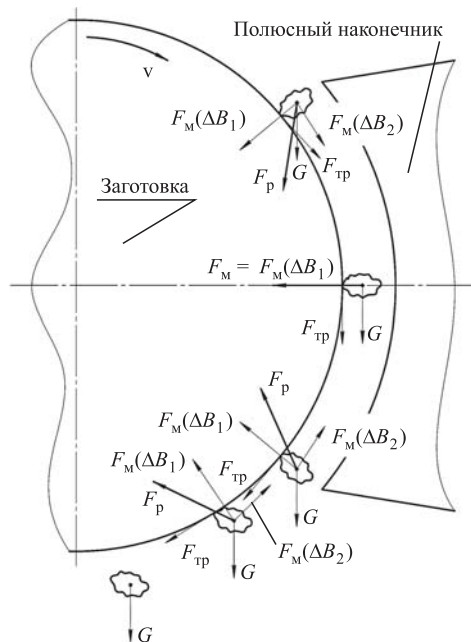


Рис. 4. Схема сил, действующих на ферроабразивные зерна:

$F_p$  — результирующая сила, действующая на зерно ФАП;  $F_{тр}$  — сила трения;  $F_M$  — сила магнитного поля;  $F_M(\Delta B_1)$ ,  $F_M(\Delta B_2)$  — соответственно нормальная и тангенциальная составляющие силы магнитного поля;  $G$  — сила тяжести

тем ФАЗ, граничащие с обрабатываемой поверхностью, под действием силы трения смещаются от радиального направления в направлении вектора скорости резания. В результате около выхода из рабочего зазора происходит "выпучивание" ФАЗ, входящих в абразивную щетку (см. рис. 1).

Управлять величиной сил, действующих на ферроабразивные зерна в рабочем зазоре при МАО, можно изменением градиента магнитной индукции, который зависит от плотности магнитного потока, формы рабочего зазора и расположения полюсных наконечников электромагнитов. Рассмотрим схему резания единичным ферроабразивным зерном, расположенным нормально к обрабатываемой поверхности (рис. 5).

На ФАЗ действуют следующие силы:

- сила реакции обрабатываемой поверхности  $N$ , равная нормальной составляющей силы магнитного поля  $F_M(\Delta B_1)$ ;
- сила трения  $F_{тр}$  между ФАЗ и обрабатываемой поверхностью, которая задается соотношением:

$$F_{тр} = \mu N = \mu F_M(\Delta B_1),$$

где  $\mu$  — коэффициент трения на поверхности контакта;

- суммарное нормальное давление по контактной поверхности  $p_k$ , действующее на площадь, находящуюся в нормальном сечении ФАЗ и заключенную между пятном контакта ферроабразивного зерна с обрабатываемой поверхностью и плоскостью, определяющей толщину снимаемого слоя  $h$  единичным ФАЗ в данный момент времени.

Анализ сил, действующих на единичное ферроабразивное зерно, показывает, что от угла наклона оси ФАЗ относительно обрабатываемой

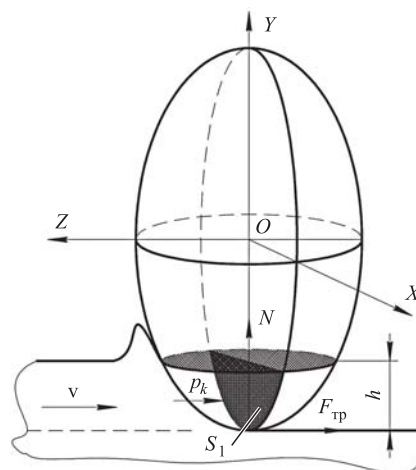
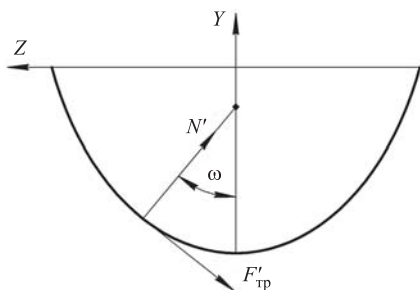


Рис. 5. Схема резания единичным ферроабразивным зерном при МАО



**Рис. 6. Схема сил, действующих на боковую поверхность ФАЗ:**

$N'$  — нормальная сила реакции, действующая на ферромагнитное зерно со стороны обрабатываемого материала;  $F'_{тр}$  — сила трения

поверхности зависят направление его внедрения в обрабатываемую поверхность и толщина срезаемого слоя. В средней части рабочего зазора магнитные силовые линии направлены перпендикулярно к обрабатываемой поверхности. Соответственно этому направлена и наибольшая ось ферромагнитного зерна. При изменении направления магнитных силовых линий на угол  $\omega$  ферромагнитные зерна также поворачиваются своей наибольшей осью на такой же угол (рис. 6).

Составляющие силы резания:

$$P'_y = N' = F_M(\Delta B_1), \quad (1)$$

$$P'_z = N'_z + F'_{трz} = N'(\sin \omega + \mu \cos \omega). \quad (2)$$

Значение составляющей  $P'_y$  (1) при МАО всегда равно силе магнитного поля. Под действием этой силы ферромагнитное зерно будет внедряться в обрабатываемую поверхность на глубину, опре-

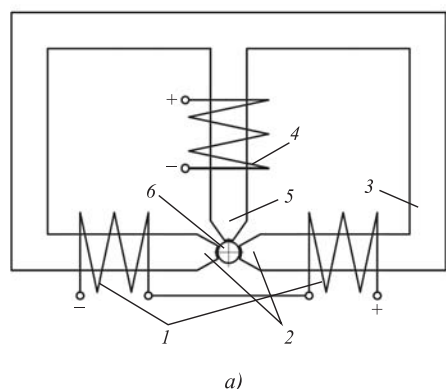
деляемую упругопластическими свойствами обрабатываемого материала. Из уравнения (2) следует, что изменением угла можно варьировать значение силы  $P'_z$ . Наиболее простым методом изменения угла наклона ферромагнитных зерен является использование источника дополнительного магнитного поля (рис. 7, а), который позволяет концентрировать магнитные силовые линии в зоне входа в рабочий зазор (рис. 7, б). Изменение величины и направления силовых линий магнитного поля в рабочем зазоре обеспечивается путем суперпозиции магнитных полей от основного магнитопровода и от дополнительного полюсного наконечника, расположенного под углом  $90^\circ$  к основному магнитопроводу. Изменение угла наклона  $\omega$  силовых линий в рабочем зазоре описывается уравнением

$$\omega = -9,8214B_d^2 + 18,804B_d + 41,615,$$

где  $B_d$  — индукция магнитного поля в рабочем зазоре дополнительной магнитной системы, Тл.

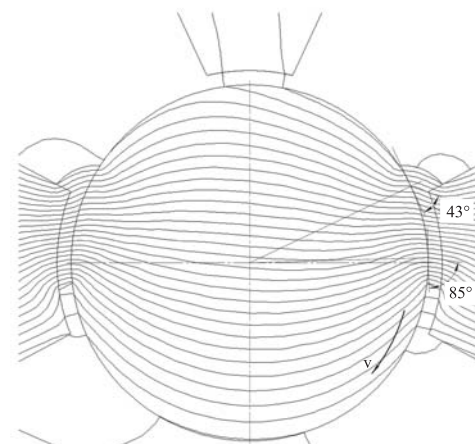
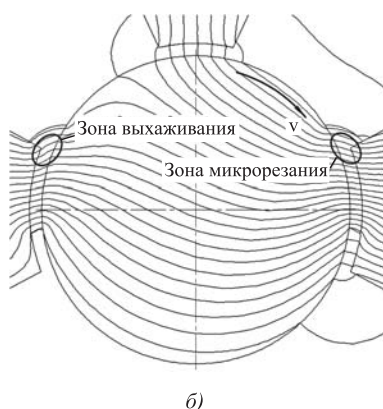
Угол наклона силовых линий магнитного поля изменяется по периметру рабочего зазора: от входа в него к центру зазора — в диапазоне  $43...85^\circ$  (рис. 8).

Согласно принципу суперпозиции магнитных полей, суммарное магнитное поле в заданной точке рабочего зазора, создаваемое несколькими источниками, равно сумме векторов каждого из них. Компьютерным моделированием установлено, что значение индукции дополнительного магнитного поля ограничено предельным значением индукции основного магнитного поля, поскольку при ее превышении у одноименных полюсов

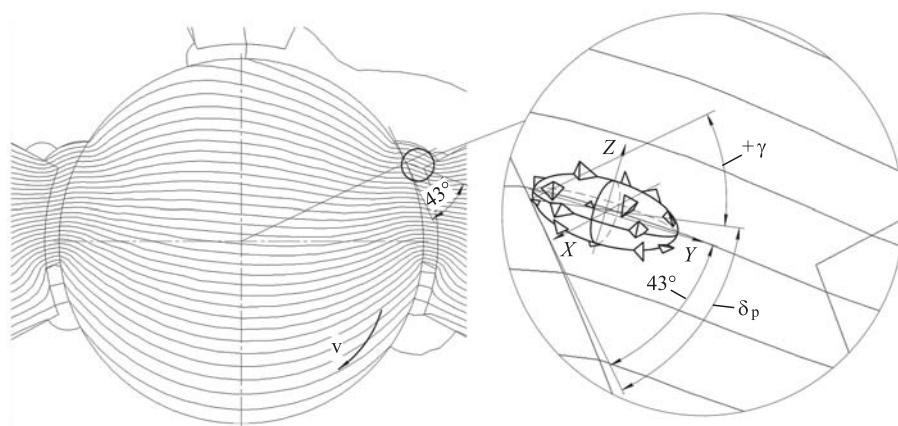


**Рис. 7. Схема МАО с дополнительной магнитной системой (а), топография магнитного поля в рабочем зазоре (б):**

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



**Рис. 8. Компьютерная модель изменения угла наклона силовых линий магнитного поля по периметру рабочего зазора**



**Рис. 9. Компьютерная модель наклона силовых линий магнитного поля и положения ферромагнитного зерна:**

$v$  — скорость главного движения;  $\delta_p$  — угол резания;  $\gamma$  — передний угол

происходит отсечение ветви магнитопровода и суммарный магнитный поток замыкается по ветви с разноименными полюсами. Таким образом, граничными условиями для величины магнитной индукции, генерируемой дополнительной магнитной системой, является величина магнитной индукции основной магнитной системы, т. е.

$$B_d < B_o,$$

где  $B_o$  — магнитная индукция основной магнитной системы, Тл.

Для ферромагнитного зерна граничным значением наклона его оси является угол, равный  $58^\circ$ .

Применение дополнительной магнитной системы для управления наклоном силовых магнитных линий основной магнитной системы позволяет переместить абразивную щетку в зону входа в рабочий зазор и сориентировать ФАЗ таким образом, чтобы получить у них положительные передние углы ( $+\gamma$ ) (рис. 9). Кроме этого, имеется возможность плавно регулировать угол наклона силовых линий путем изменения магнитной индукции, генерируемой дополнительной магнитной системой, что позволяет управлять интенсивностью резания и шероховатостью поверхности.

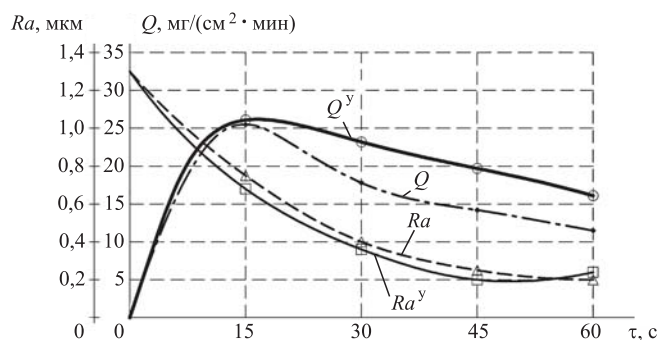
Экспериментальные исследования проведены на модернизированной установке ЭУ-6, содержащей дополнительную магнитную систему. Условия проведения эксперимента: магнитная индукция основной магнитной системы  $B_o = 0,9$  Тл; магнитная индукция дополнительной магнитной системы  $B_d = 0,8$  Тл; рабочий зазор в зоне основной магнитной системы  $\delta_o = 1$  мм; рабочий зазор в зоне дополнительной магнитной системы  $\delta_d = 1,5$  мм; зернистость ферромагнитного порошка FeTiC  $\Delta = 100...160$  мкм; скорость главного

движения  $v = 0,9$  м/с. Образцами служили поршневые пальцы диаметром 25 мм, материал — сталь 12ХН4А, твердость поверхностного слоя 58...62 НRC. Выходные показатели: достигаемый параметр шероховатости поверхности деталей  $Ra$ , мкм; производительность  $Q$ , мг/(см<sup>2</sup>·мин). Шероховатость поверхности измеряли на профилографе-профилометре Mitutoyo SJ-201P, массу деталей — на весах Massa-K BK-600 с точностью до 0,01 г.

Были обработаны две партии образцов с исходным параметром шероховатости  $Ra =$

$= 1,14...0,97$  мкм. Первую партию обрабатывали без дополнительной магнитной системы, а вторую — с воздействием дополнительного магнитного поля. Зависимости производительности MAO и шероховатости поверхности представлены на рис. 10.

Анализ экспериментальных данных показывает, что после 15 с обработки производительность MAO по классической схеме резко падает, а после 30 с производительность снижается на 30...40 % по сравнению с производительностью в первые 15 с обработки. При MAO с управляемым углом наклона ФАЗ в рабочем зазоре, падение производительности более плавное и составляет 8...14 % от производительности в первые 15 с обработки. Наименьшая шероховатость при управлении углом наклона ферромагнитных зерен достигается после 45 с обработки, а по классической схеме обработки — после 60 с.



**Рис. 10. Зависимости параметра шероховатости  $Ra$  и производительности  $Q$  от времени обработки  $\tau$ :**

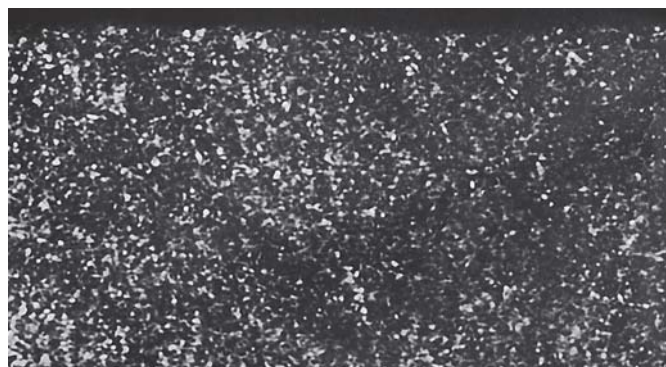
$Q$  и  $Ra$  — производительность MAO и параметр шероховатости поверхности при классической схеме соответственно;  $Q^y$  и  $Ra^y$  — производительность MAO и параметр шероховатости поверхности при управлении углом ориентации ФАЗ соответственно

Микротвердость поверхности образцов после различных способов обработки

Вид обработки	Расстояние от поверхности, мкм	Микротвердость, МПа					
		в повторяющихся опытах					среднее значение
Шлифование	5	9650	9800	9630	9610	9570	9652
	10	7040	7240	7100	7200	7080	7132
	15	6480	6420	6400	6480	6380	6432
MAO	5	12 980	13 140	13 250	12 950	13 180	13 100
	10	7250	7240	7230	7300	7200	7244
	15	7120	7100	6480	6910	7100	6942



а)



б)

Рис. 11. Микроструктура поверхностного слоя образцов из стали 12ХН4А (×200): а — после шлифования; б — после MAO

После MAO структура имеет мелкодисперсное строение с равномерно распределенными мелкими округленными зернами карбидов (рис. 11). Такая структура способствует росту контактной прочности и износостойкости.

Измерение микротвердости проводили на микротвердометре ПМТ-3м. Установлено, что MAO с управляемой ориентацией ферроабразивных зерен увеличивает микротвердость поверхностного слоя на глубине 5 мкм до 35 % по сравнению со шлифованием (таблица).

## Выводы

1. Теоретическими исследованиями кинетики ферроабразивных зерен в равномерном рабочем зазоре при MAO показано, что вся масса ферроабразивных зерен перемещается к выходу из рабочего зазора, формируя абразивную щетку, которая удерживается силой магнитного поля, обусловленной градиентом магнитной индукции. Управлять силой, действующей на ФАЗ в рабочем зазоре при MAO, можно изменением градиента магнитной индукции.

2. На основании моделирования топографии магнитного поля предложено переместить абразивную щетку в зону входа в рабочий зазор, используя для этого энергию дополнительного магнитного поля, что позволяет резко изменить передний угол в сторону положительных значений и повысить интенсивность съема металла на 30...40 %.

3. При управлении углом наклона ферроабразивных зерен наименьшая шероховатость достигается после 45 с обработки, а по классической схеме обработки — после 60 с.

4. MAO увеличивает микротвердость поверхностного слоя на глубине 5 мкм до 35 % по сравнению со шлифованием.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Акулович Л.М., Сергеев Л.Е., Тиунчик А.А., Сенчугов Е.В. Формирование качества сложнопрофильных поверхностей при магнитно-абразивной обработке. Минск: БГАТУ, 2016. 296 с.
2. Финишная обработка поверхностей / С.А. Клименко и др.; под общ. ред. С.А. Чижика и М.Л. Хейфеца. Минск: Беларуская навука, 2017. 377 с.
3. Шавва М.А., Грубый С.В. Анализ взаимосвязи износа круга и сил резания при алмазном шлифовании // Наука и Образование. МГТУ им. Н.Э. Баумана. Электрон. журн. 2014. № 11. С. 137—156.



В.Ф. Макаров, В.С. Белобородов

(Пермский национальный исследовательский политехнический университет)

E-mail: beloborodovvova@mail.ru

## Повышение надежности и долговечности деталей ГТД методами упрочняющей обработки

Представлены результаты последних исследований в области повышения прочностных характеристик поверхностного слоя деталей. Рассмотрены такие методы, как дробеструйная обработка, лазерное упрочнение поверхности, детонационно-газовое напыление, ионная имплантация поверхности, обработка в условиях вращающегося электромагнитного поля и термопластическое упрочнение. Выполнена оценка опыта применения поверхностно-пластического деформирования (ППД), как способа повышения надежности и долговечности деталей газотурбинных двигателей. Результатом применения данных способов является упрочнение поверхностного слоя и возникновение в нем остаточных напряжений сжатия. Проведена дробеструйная обработка диска турбины высокого давления на установке Multiblast. Представлены результаты контроля остаточных напряжений дифрактометрическим методом на оборудовании Xstress-3000 после проведения ППД.

**Ключевые слова:** газотурбинный двигатель, диск, надежность, долговечность, поверхностное пластическое деформирование, упрочняющая обработка, дробеструйная обработка.

The recent studies results of improving of the strength characteristics of the parts surface layer are presented. Methods such as shot-blasting, laser surface hardening, detonation gas spraying, ion implantation of the surface, processing in rotating electromagnetic field and thermoplastic hardening are considered. The experience in application of surface plastic deformation (SPD) as way to increase the reliability and durability of gas turbine engine components is performed. The application result of these methods is the hardening of the surface layer and the occurrence in it of residual compressive stresses. The shot-blasting of the high-pressure turbine disk on the Multiblast installation is performed. The results of the residual stresses control by the diffractometric method on the Xstress-3000 equipment after SPD are presented.

**Keywords:** gas turbine engine, disk, reliability, durability, surface plastic deformation, strengthening treatment, shot-blasting.

Детали авиационных двигателей испытывают в процессе работы большие циклические и термические нагрузки. Одной из таких деталей является диск 2-й ступени турбины высокого давления (ТВД).

Диски турбин (рис. 1) в общем случае имеют обод 1 с "елочными" выступами 2, образующими пазы 3 для крепления рабочих лопаток, полотно 4 и ступицу 5, а также фланцы 6 для крепления к другим дискам и валу. К фланцам диска могут крепиться другие диски, дефлекторы 7, лабиринты 8, балансировочные грузы [1].

Диск 2-й ступени с диском 1-й ступени и валом соединяется призонными (с малыми зазорами) болтами или штифтами, при этом детали стягиваются гайками или стяжными болтами. Недостаток конструкции со стяжными шпильками (болтами) — вероятность их вытяжки во время эксплуатации. Кроме того, отверстия в дисках для шпилек являются концентраторами напряжений и снижают циклическую долговечность диска.

С промежуточным диском и кольцом диск 2-й ступени ТВД соединяется "пушечным" замком. Лопатки в диск устанавливаются с помощью



**Рис. 1.** Диск с пазами "елочного" типа для установки рабочих лопаток:

1 — обод диска; 2 — выступ диска; 3 — паз для лопатки; 4 — полотно; 5 — ступица; 6 — фланец; 7 — дефлектор; 8 — профильная часть рабочей лопатки; 9 — замок; 10 — нижняя полка; 11 — ножка

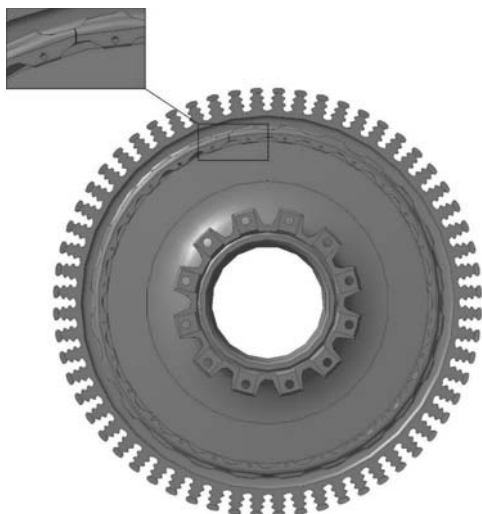


Рис. 2. Трещина на диске 2-й ступени ТВД

замкового соединения "елочного типа", которое также должно быть надежным, технологичным и долговечным (прежде всего по циклическому ресурсу). Замковое соединение — самое точное по размерам и самое трудоемкое в производстве. Поломка замкового соединения ведет к обрыву рабочей лопатки, последующему повреждению других лопаток в проточной части и вынужденному выключению двигателя в полете [1].

В результате проведения испытаний на поверхности диска выявлен ряд дефектов, таких как "рябизна" и растрескивание. Данные дефекты выявлены на всех описанных выше конструктивных элементах.

Особо следует отметить трещины, поскольку это наиболее существенный дефект. Выявлена сквозная трещина на балансировочном бурте с задней стороны диска рядом с грузом наибольшей массы (рис. 2). Трещина широко раскрыта до 0,5 мм, со смещением краев друг относительно друга на 0,5 мм, ориентирована в радиальном направлении. Общая протяженность трещины составляет 21 мм.

Перечисленные дефекты указывают на актуальность проблемы повышения надежности и долговечности дисков ТВД авиационного двигателя. В связи с этим **цель исследований** — разработка методики повышения прочностных характеристик дисков ТВД на основе теоретико-экспериментальных методов.

Наиболее простым решением повышения запаса прочности диска является увеличение его массы, применимо только для наземных турбин. Другой способ — конструктивное изменение детали или ее отдельных элементов. Этот способ также не всегда применим, поскольку диск и вся турбина ограничены не только

массой, но и габаритными размерами.

В связи с этим, опираясь на ряд работ [2—4], на рис. 3 представлены методы, позволяющие повысить прочностные характеристики деталей технологическим путем. Рассмотрим наиболее подробно некоторые из них.

В работах [5—8] рассмотрен метод лазерного упрочнения поверхности. Основой метода является быстрый нагрев до высокой температуры (температуры плавления) поверхностного слоя металла с последующим быстрым охлаждением.

*Достоинства метода:*

- возможность обрабатывать только поверхностный слой детали без нагрева остального объема и нарушения его структуры и свойств;
- возможность воздействия только на отдельные участки поверхности детали.

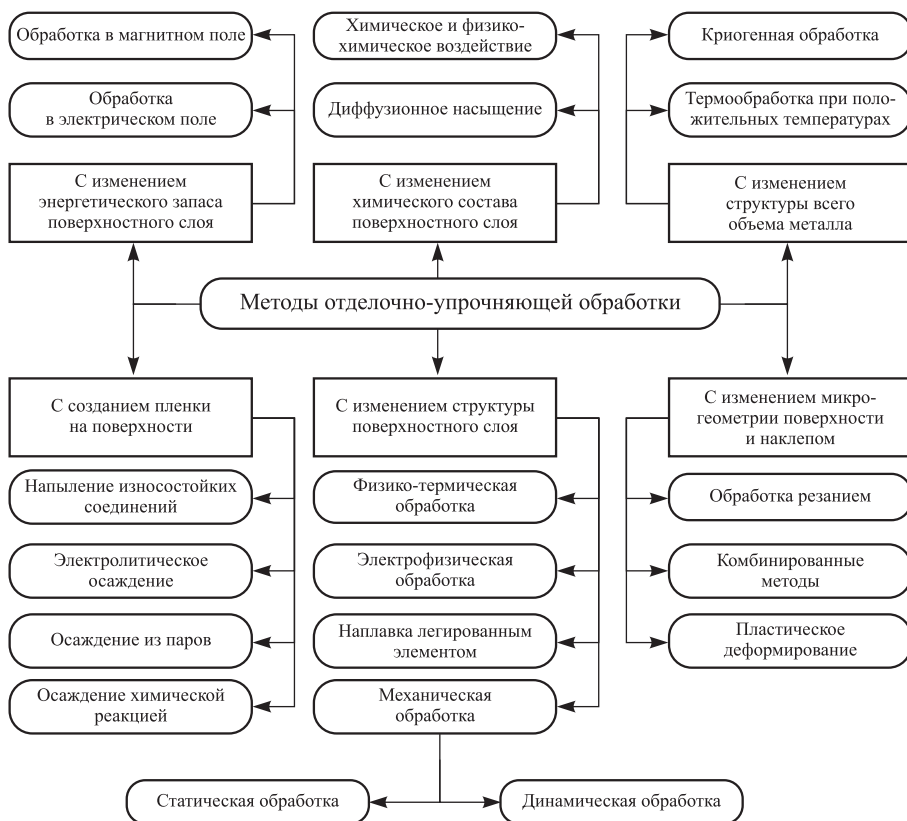


Рис. 3. Классификация методов отделочно-упрочняющей обработки

*Недостатки метода:*

- низкий КПД;
- высокая стоимость оборудования;
- трудности при упрочнении фасонных деталей;
- большая неоднородность распределения температуры обработки.

Другим методом является детонационное газовое напыление, в процессе которого смесь ацетилена, кислорода и порошка подается в камеру и взрывается при помощи искры. Ударная волна в сопловой трубе ускоряет распыляемые частицы. После каждого взрыва камеру сгорания и трубу продувают азотом [9, 10].

*Достоинства метода:*

- высокая адгезионная прочность покрытий;
- низкая пористость покрытия;
- незначительное термическое воздействие;
- возможность наносить покрытия как различной толщины (до 100 мкм), так и различной химической структуры, в том числе и многослойные градиентные структуры;

*Недостаток метода* — возможность скалывания покрытия с поверхностного слоя детали.

Метод ионной имплантации поверхности лишен данного недостатка. Основой данного метода является внедрение в поверхностный слой детали ускоренных ионизированных атомов легирующего вещества (титана, хрома, азота и др.) [11].

При ионной имплантации в поверхностном слое облучаемого материала образуются радиационные дефекты, которые приводят к изменению таких свойств материала, как микротвердость, прочность, пластичность, теплопроводность, электрическое сопротивление [12].

*Достоинства метода:*

- малая толщина слоя;
- низкая температура процесса ионной имплантации.

*Недостаток метода:*

- низкая производительность.

Следующим методом является обработка в условиях вращающегося электромагнитного поля [13]. Суть процесса — взаимодействие хаотично движущихся ферромагнитных инденторов и обрабатываемой детали, находящихся под воздействием вращающегося электромагнитного поля.

В результате взаимодействия осуществляются процессы упругопластической деформации поверхностного слоя, сопровождающиеся тепловыми, адгезионными и диффузионными явлениями.

*Достоинства метода* [14]:

- снижение параметра исходной шероховатости поверхности с  $Ra\ 12,5...6,3$  до  $Ra\ 1,25...0,1$ ;
- упрочнение поверхностного слоя детали на глубину  $0,1...2,0$  мм.

*Недостатки метода:*

- возможность изменения геометрических размеров обрабатываемой детали;
- сложность обработки многогранных поверхностей;
- тепловые деформации.

В работах [15—17] рассмотрен метод термопластического упрочнения поверхности. Метод заключается в нагреве детали до температуры, не превышающей фазовых и структурных переходов, и последующем резком охлаждении. За счет разности температур поверхности и основного объема металла возникают термические напряжения. В результате этого поверхность пластически деформируется, а внутренний слой еще находится в разогретом состоянии и деформациям не подвержен. Далее основной объем металла уменьшается, постепенно остывая, сжимая при этом и поверхность.

*Достоинства метода:*

- эпюра остаточных напряжений располагается у поверхности;
- минимальная релаксация усталостной прочности деталей в процессе эксплуатации.

*Недостатки метода:*

- сложность обработки отдельных поверхностей или конструктивных элементов деталей;
- необходимость обеспечения стабильности процесса нагрева по всей площади поверхности или всем конструктивным элементам.

Следующим методом является дробеструйная обработка. Данный способ упрочнения поверхности относится к методам поверхностного пластического деформирования деталей.

Сущность дробеструйной обработки заключается в том, что поток дроби направляется на обрабатываемое изделие со скоростью соударения. Каждый удар дроби приводит к возникновению на обрабатываемой поверхности маленькой полусферы, под которой возникает слой со сжимающими напряжениями. Этот слой образуется в результате деформации основного материала в точке удара. Поверхность материала стремится вернуть свое исходное состояние после деформации, но окружающий материал препятствует этому, в результате чего возникает напряжение сжатия. Повторяющиеся удары образуют перекрывающиеся друг друга углубления и формируют равномерный слой с остаточным напряжением сжатия при условии, если процесс дробеструйной обработки и ее материалы тщательно контролируются. Также при дробеструйном способе упрочнения сжимающие напряжения в поверхностном слое частично обусловлены высокой температурой (около  $600\ ^\circ\text{C}$ ),

возникающей при бомбардировке металлической дробью. В результате происходит пластическое деформирование поверхностного слоя изделия [13].

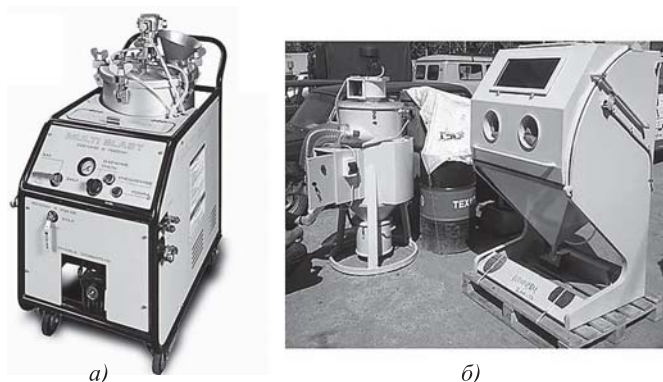
*Достоинства метода* [18–20]:

- высокая производительность;
- низкая стоимость;
- возможность обработки сложнопрофильных поверхностей.

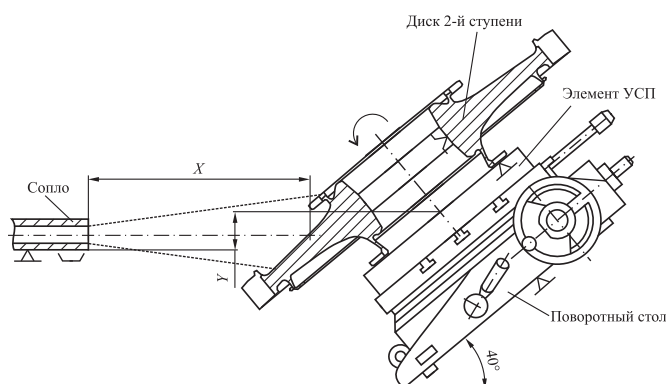
В целях повышения прочностных характеристик проведена дробеструйная упрочняющая обработка следующих поверхностей диска: донышки замковых пазов, окружные галтели лапок пушечного замка, выборки балансировочного бурта, выборки заднего фланца, выборки переднего фланца, ступицы.

Дробеструйная обработка производилась на установке Multiblast (рис. 4) [21].

В качестве рабочих элементов использовали дробь ПР-10Р6М5-д. Стандартизированная схема установки диска в процессе упрочняющей обработки представлена на рис. 5, режимы обработки поверхностей в таблице. Сопло дробеструйной установки имеет возможность перемещения по вертикали, для обработки каждой из выше указанных поверхностей отдельно.



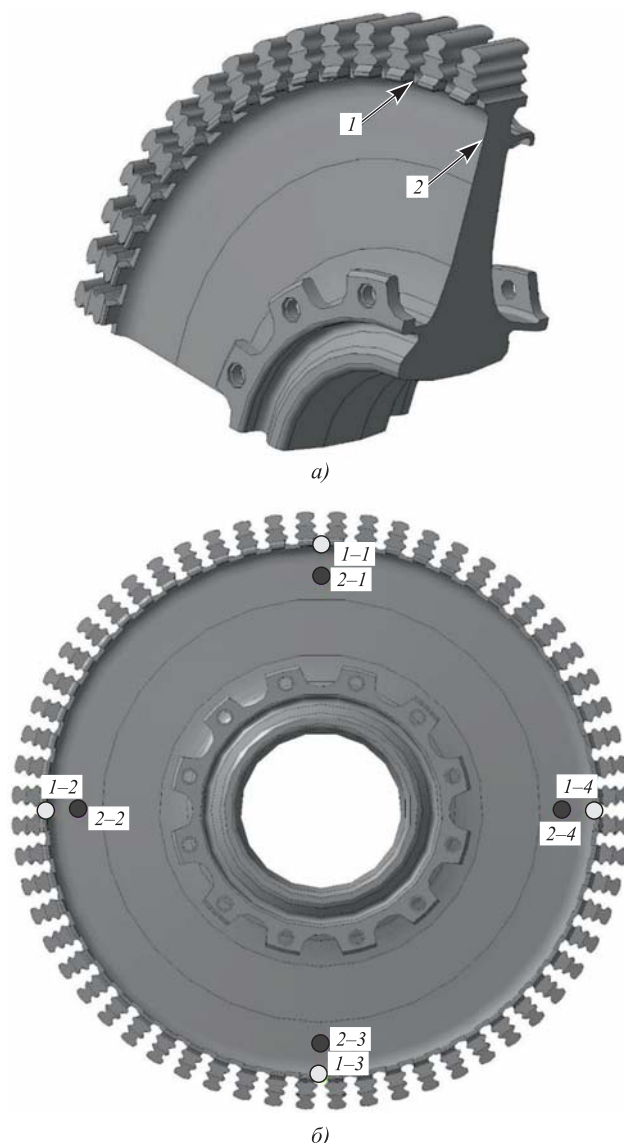
**Рис. 4. Установка Multiblast:**  
а — внешний вид установки; б — камера для установки деталей



**Рис. 5. Схема установки диска 2-й ступени в камере Multiblast**

**Режимы упрочняющей обработки**

Параметр	Значение
Расстояние от среза сопла до обрабатываемой поверхности, мм	260
Частота вращения диска, мин <sup>-1</sup>	3
Давление воздуха, кПа	253,313
Время обработки, мин:	
донышка замковых пазов	14
окружной галтели лапок пушечного замка	12
выборки балансировочного бурта	12
выборки заднего фланца	6
выборки переднего фланца	6
ступицы	5



**Рис. 6. Схема расположения:**  
а — зон контроля остаточных напряжений; б — контрольных точек

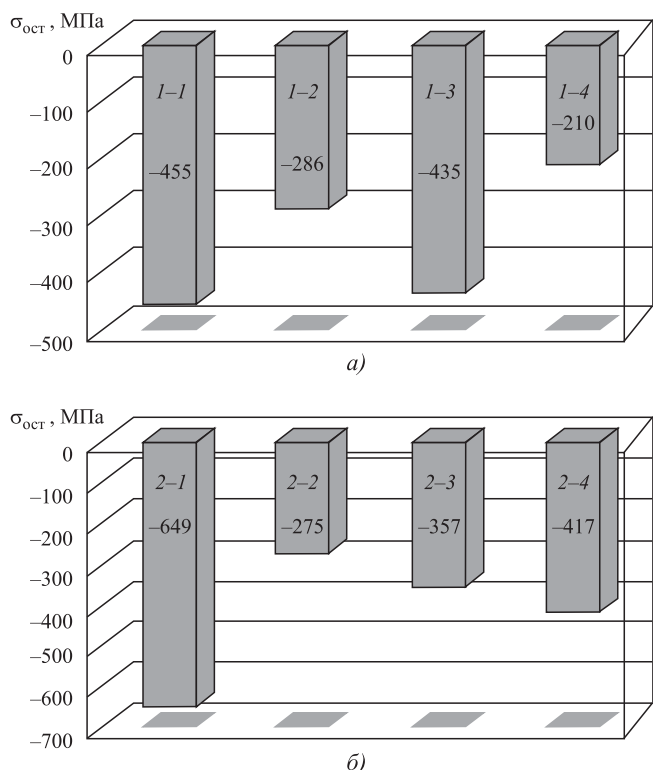


Рис. 7. Результаты контроля остаточных напряжений в зонах 1 (а) и 2 (б) диска

После упрочняющей обработки провели контроль остаточных напряжений дифрактометрическим методом на оборудовании Xstress-3000 в зонах 1 и 2 диска (рис. 6, а). На рис. 6, б представлена схема расположения четырех контрольных точек измерения остаточных напряжений после упрочнения, а на рис. 7 — полученные значения.

По результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что дробеструйная обработка позволяет получать значительные сжимающие напряжения на поверхности ответственных деталей сложной формы с сохранением геометрических размеров деталей и уровня шероховатости поверхности. Установлен значительный разброс значений сжимающих остаточных напряжений упрочненной поверхности, измеренных дифрактометрическим способом. Для выявления причин разброса значений остаточных напряжений требуется провести дальнейшие исследования.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иноземцев А.А., Нихамкин М.А., Сандрацкий В.Л. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок: учебник для вузов. М.: Машиностроение, 2007. 396 с.

2. Мурзин С.П., Илюхин В.Н. Лазерные технологии обработки металлов: учеб. пособие. Самара: Изд-во Самар. гос. аэрокосм. ун-та, 2006. 99 с.

3. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / В.Я. Панченко и др. Москва: Физматлит, 2009.

4. Веселовский В.Б., Губин А.И. Математическое моделирование лазерного термического упрочнения без плавления поверхности // Металлургическая теплотехника: сб. научных трудов Национальной металлургической академии Украины. Днепропетровск. 2008. С. 47—54.

5. Математическое моделирование тепловых процессов и расчетная оптимизация режимов лазерной поверхностной обработки / Т.В. Тарасова, И.С. Балашова, С.Д. Кузьмин, Е.И. Кузьмина // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2017. Т. 5. № 4. С. 63—66.

6. Степанова Т.Ю. Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: учебное пособие. Иваново: Иван. гос. хим.-технол. ун-т, 2009. 64 с.

7. Костюк Г.И., Руденко Н.В. Лазерное упрочнение легированных сталей // Авиационно-космическая техника и технология. 2012. № 2. С. 23—27. Режим доступа: [http://nbuv.gov.ua/UJRN/aktit\\_2012\\_2\\_5](http://nbuv.gov.ua/UJRN/aktit_2012_2_5). Загл. с экрана. 02.02.2019.

8. Григорьев С.Н., Табаков В.П., Волосова М.А. Технологические методы повышения износостойкости контактных площадок режущего инструмента. Старый Оскол: ТНТ, 2011. 380 с.

9. Свиридов А.П. Разработка порошковых алюмоматричных композиционных материалов для газодетонационного напыления антифрикционных покрытий: дис. ... канд. техн. наук: 06.16.06 / Барнаул, 2017. 177 с.

10. Самодурова М.Н., Серебряков И.С. Прогрессивные технологии и способы упрочнения рабочего инструмента для прессования труднодеформируемых композиционных порошковых материалов // Вестник ЮУрГУ. Серия "Металлургия". 2016. Т. 16. № 2. С. 106—112.

11. Шемшурова Н.Г., Антипанов В.Г., Киселева Е.П. Способы упрочнения поверхности рабочих валков // Калибровочное бюро. 2014. № 3. С. 112—122.

12. Довгалев А.М. Адаптивное управление качеством обработки при совмещенном магнитно-вибродинамическом упрочнении // Вестник Белорусско-Российского университета. 2016. № 2 (51). С. 15—23.

13. Довгалев А.М. Совмещенная отделочно-упрочняющая обработка деталей машин вибродинамическим накатыванием и вращающимся магнитным полем // Вестник Белорусско-Российского университета. 2016. № 4 (53). С. 15—23.

14. Отделочно-упрочняющие технологии обработки лопаток моноколес современных газотурбинных двигателей / А.Я. Качан, А.В. Богуслаев, Д.В. Павленко, С.В. Мозговой // Вестник двигателестроения. 2010. № 1. С. 81—90.

15. Круцило В.Г. Восстановление лопаток ГТД термомпластическим упрочнением // Современные проблемы теории машин. 2016. № 4—1. С. 138—141.

16. Круцило В.Г., Кротинов Н.Б. Повышение усталостной прочности и износостойкости лопаток и дисков ГТД термомпластическим упрочнением // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2016. Т. 18. № 4 (2). С. 336—340.

17. Круцило В.Г., Самборук А.Р., Кротинов Н.Б. Влияние различных видов упрочнения на поверхностную структуру жаропрочного сплава // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2018. Т. 20. № 4 (2). С. 208–210.

18. Песин М.В., Макаров В.Ф. Развитие цифровых технологий в исследовании остаточных напряжений // Экспозиция нефть газ. 2019. № 1 (68). С. 53–55.

19. Макаров В.Ф., Горбунов А.С. Повышение качества и надежности зубьев спирально-конических шестерен технологическими методами // Вестник уфим-

ского государственного авиационного технического университета. 2012. Т. 16. № 4 (49). С. 8–12.

20. Макаров В.Ф., Ворожцова Н.А., Горбунов А.С. Повышение усталостной прочности спирально-конических зубьев шестерен // Вестник пермского национального исследовательского политехнического университета. Аэрокосмическая техника. 2015. № 3 (42). С. 114–131.

21. MULTIBLAST 2014 bak 60L. Режим доступа: URL: <http://www.ist-russia.ru/ru/prodazha-oborudovaniya/oborudovanie/abrazivostrujnoe-oborudovanie/multiblast> (дата обращения: 12.05.2019).

УДК 621.789

А.В. Морозов, Г.Д. Федотов, Д.Р. Мушарапов, Н.И. Шамуков, А.Ю. Горшков  
(Ульяновский государственный аграрный университет имени П.А. Столыпина)  
E-mail: [alvi.mor@mail.ru](mailto:alvi.mor@mail.ru)

## Повышение износостойкости подвижных прямобоочных шлицевых соединений электромеханической обработкой

*Рассмотрены условия эксплуатации и характер повреждений шлицевых соединений. Для увеличения износостойкости рабочих поверхностей шлицевого соединения предложен эффективный способ электромеханической закалки рабочих поверхностей шлицевой втулки. Проведены лабораторные исследования влияния силы тока на изменение микроструктуры и микротвердости закаленных поверхностей шлицевой втулки. Разработан стенд для испытаний на износостойкость шлицевых соединений и дано описание его конструктивных особенностей. Приведены методика и результаты сравнительных испытаний на износ образцов прямобоочных шлицевых соединений в зависимости от нагружения и времени испытания. Установлено, что применение электромеханической закалки рабочих поверхностей прямобоочных шлицевых соединений позволяет сократить время приработки и увеличить их износостойкость в 2 раза.*

**Ключевые слова:** шлицевые соединения, шлицевая втулка, износ, электромеханическая закалка, микроструктура, микротвердость, стендовые испытания.

*The operating conditions and the nature of damage to spline joints are considered. Effective method of electromechanical hardening of the working surfaces of the splined sleeve is offered to increase the wear resistance of the working surfaces of spline joint. Laboratory studies of the effect of current on the change in the microstructure and microhardness of the hardened surfaces of the splined sleeve is performed. Test bench is developed for the wear resistance of spline joints and description of its design features is given. The methodology and results of comparative wear tests of samples of straight-spline joints, depending on the loading and test time are presented. It is established that the use of electromechanical hardening of working surfaces of straight-spline joints allows to reduce the burn-in time and increase their wear resistance by 2 times.*

**Keywords:** spline joints, splined sleeve, wear, electromechanical hardening, microstructure, microhardness, bench tests.

### Введение

Для передачи мощности от силового агрегата к движителям, рабочим органам и другим узлам и агрегатам машины широко применяются шлицевые соединения. Особенностью шлицевых соединений тракторов и сельскохозяйственных машин является то, что нагрузка на сочленения и условия их работы изменяются в широких пределах и в экстремальных случаях могут отклоняться от допустимых значений в зависимости от объективно и субъективно складывающихся условий техниче-

ской эксплуатации машин. На работоспособность шлицевого соединения влияет нарушение соосности сочленения, технические неисправности и поломки приводимых в движение рабочих органов, узлов, различные дорожные и почвенно-климатические условия, глубина обработки почвы, забиваемость, налипание почвы, урожайность и ряд других факторов. Поэтому долговечность шлицевых соединений сельскохозяйственной техники, работающих в условиях повышенной запыленности и влажности, низкая. Необходимость повышения работоспособности шлицевых соединений возрас-

тает, поскольку мощность, передаваемая силовыми агрегатами, неуклонно увеличивается.

В настоящее время в отечественном машиностроении наибольшее распространение имеют прямобоочные шлицевые соединения, доля которых составляет около 80...90 % [1].

Характер повреждения шлицевых соединений зависит от условий эксплуатации, их конструктивных особенностей, технологии изготовления вала и втулки, а также ряда других факторов.

Установлено, что основной причиной потери работоспособности подвижных прямобоочных шлицевых соединений является износ контактирующих поверхностей шлицев вала и втулки. Это основная причина выхода из строя шлицевых соединений в трансмиссиях тракторов, автомобилей и другой техники. В связи с этим применение эффективных упрочняющих технологий — актуальное направление повышения износостойкости и долговечности шлицевых соединений.

Распространенным способом поверхностного упрочнения деталей шлицевого соединения является закалка токами высокой частоты. В связи с технологическими особенностями данный способ в основном используют для упрочнения рабочих поверхностей шлицевых валов, но он не применим для закалки шлицевых втулок, особенно малого (менее 40 мм) диаметра. Эффективные технологии поверхностного упрочнения рабочих поверхностей шлицевых втулок малого диаметра отсутствуют. В связи с этим втулки допускают к эксплуатации с низким качеством рабочих поверхностей, что существенно снижает срок их службы. Формирование внутренних шлицевых профилей — более трудоемкий и затратный процесс, чем шлицев на валах, и повышение их долговечности — важная технико-экономическая задача.

В результате выполненных ранее исследований [2—6] установлена высокая эффективность электрохимической закалки (ЭМЗ) рабочих поверхностей деталей подвижных соединений.

**Цель работы** — изучение влияния ЭМЗ рабочих поверхностей подвижных прямобоочных шлицевых соединений на их износостойкость.

### Методика исследований

Предлагаемая схема ЭМЗ рабочих поверхностей шлицевых втулок представлена на рис. 1 (см. обложку).

ЭМЗ рабочих поверхностей шлицевых втулок проводили шлицевым инструментом [6—9] из бронзы БрХ1. После перемещения инструмента к нижней части втулки ток отключали, инстру-

мент поворотом в обратную сторону прижимали к противоположной боковой поверхности шлицевой втулки и повторно включали электрический ток той же силы, а инструмент вертикально перемещали к верхней части шлицевой втулки.

Для оценки качества рабочей поверхности втулки после ЭМЗ и прогнозирования ее долговечности проводили металлографические исследования полученной структуры и стендовые испытания на износ.

Испытания на износостойкость шлицевых соединений проводили на специально сконструированном стенде на базе поперечно-строгального станка модели 7Б35 (рис. 2, см. обложку).

Шлицевой вал фиксировали в суппорте поперечно-строгального станка, главное движение которого — прямолинейное возвратно-поступательное. Шлицевую втулку устанавливали в патрон универсальной делительной головки. Нагрузку на рабочие поверхности шлицевого соединения задавали посредством оттарированного статического нагружателя.

Конструкция стенда является универсальной, состоит из стандартных широко распространенных изделий и имеет простую компоновку. Разработанный стенд позволяет проводить испытания шлицевых соединений с использованием как жидкой, так и консистентной смазки, в том числе с добавлением в зону трения абразива.

Длительность исследований составляла 24 ч для каждого шлицевого соединения, момент силы, создаваемый статическим нагружателем, составлял 10 Н·м. В зону трения рабочих поверхностей исследуемых образцов шлицевых соединений добавляли 5 % мас. от консистентной смазки (Литол-24) кварцевую пыль.

После испытаний образцы промывали в керосине и высушивали в сушильном шкафу в течение 30 мин при 353 К.

Размеры рабочих поверхностей шлицевых валов измеряли при помощи микрометра типа МК-25 (для каждого шлица в трех равноудаленных плоскостях от торца шлицевого вала). Размеры рабочих поверхностей шлицевых втулок до и после испытаний измеряли штангенциркулем с электронной шкалой индикации и ценой деления 0,01 мм. Шероховатость рабочих поверхностей деталей шлицевых соединений до и после стендовых испытаний определяли на профилемере модели 130.

### Результаты исследований и их обсуждение

В результате макроструктурного анализа на поверхностях, подвергнутых ЭМЗ, были выявлен-



Рис. 3. Шлицевая втулка после ЭМЗ (сталь 40Х)

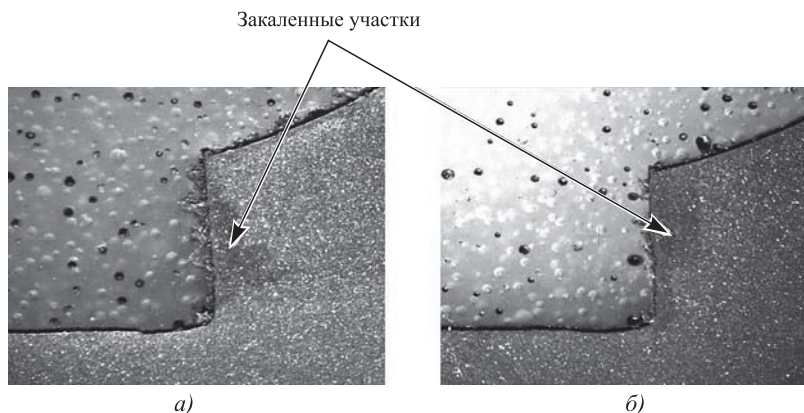


Рис. 4. Закаленные участки рабочих поверхностей шлицевой втулки после ЭМЗ (сталь 40Х)

ны участки темного цвета (рис. 3, 4), характерные для закаленных областей. В основном они имеют сегментную форму, что свидетельствовало о характерном для ЭМЗ температурном воздействии.

Высокую износостойкость закаленным участкам придает бесструктурный мартенсит, характеризующийся большой дисперсностью структуры, значительной неоднородностью и существенными искажениями кристаллической решетки.

На рис. 5 и 6 представлены микроструктуры поверхностного слоя шлицев, упрочненных ЭМЗ.

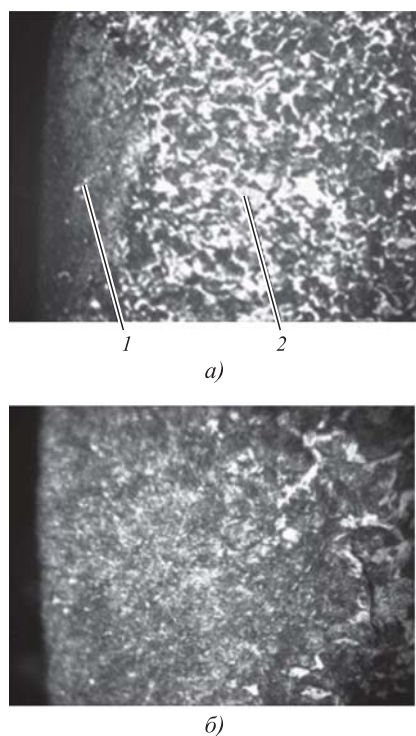


Рис. 5. Микроструктура рабочей поверхности втулки после ЭМЗ (сталь 40Х):

*a* —  $\times 140$ : 1 — белый слой; 2 — ферритно-перлитная структура; *б* —  $\times 320$

При высокоскоростном нагреве доэвтектоидной стали в условиях ЭМЗ происходит бездиффузионное превращение структурно свободного феррита в безуглеродистое  $\gamma$ -железо, т.е. без взаимодействия между ним и науглероженным аустенитом. С повышением скорости нагрева растворение избыточного феррита в аустените постепенно "подавляется", в результате чего все большая часть феррита нагревается до более высоких температур, при которых создаются термодинамические предпосылки для его бездиффузионного превра-

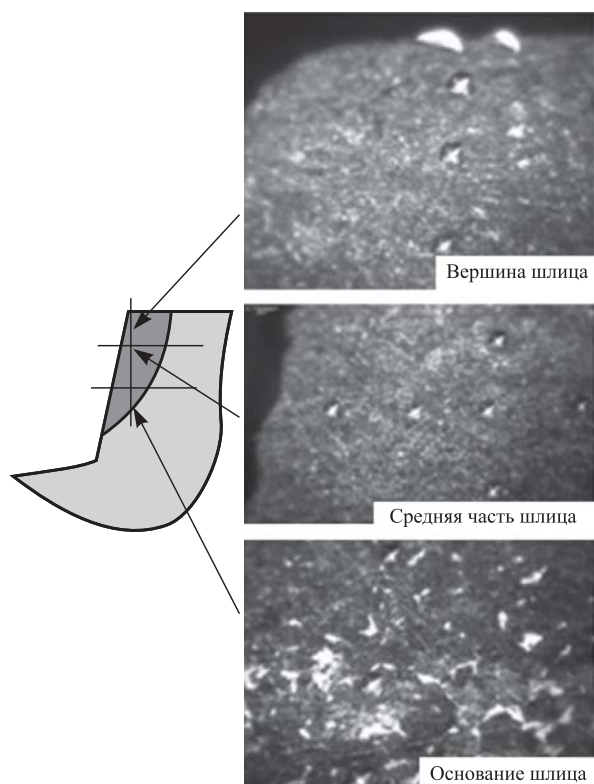


Рис. 6. Микроструктура участков шлица после ЭМЗ (сталь 40Х).  $\times 320$



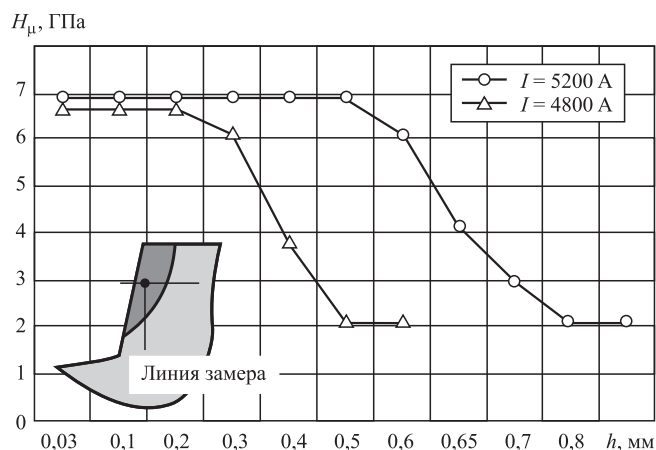


Рис. 7. Распределение микротвердости по толщине шлица втулки после ЭМЗ (сталь 40Х, v = 66 мм/мин)

щения в  $\gamma$ -железо, типичного для чистого железа, с последующим образованием в таких областях малоуглеродистого мартенсита [2].

На рис. 7 представлено распределение твердости по глубине рабочих поверхностей шлицев исследуемых образцов, обработанных ЭМЗ. Микротвердость замеряли по центру упрочненного участка. Твердость обработанных ЭМЗ рабочих поверхностей шлицев втулки при силе тока  $I = 5200$  А повысилась до 6,87 ГПа, что практически в 3 раза превышает первоначальную. Глубина упрочненного слоя на данном режиме ЭМЗ составляет 0,6 мм. При силе тока  $I = 4800$  А и незначительном снижении твердости глубина упрочненного слоя составила 0,3 мм.

По результатам лабораторных исследований и статистической обработки получено уравнение регрессии, описывающее влияние силы тока и скорости обработки на глубину упрочнения. Значения факторов и уровней приведены в табл. 1,

$$\delta = 29,396 - 0,0122I + 0,00000129I^2 - 0,00071v - 0,000021v^2, \quad (1)$$

где  $\delta$  — глубина упрочненного слоя, мм;

$I$  — сила тока, А;

$v$  — скорость обработки, мм/мин.

Полученное уравнение регрессии представляет собой полное квадратичное уравнение.

На рис. 8 (см. обложку) представлена поверхность отклика, построенная на основании уравнения (1). С увеличением силы тока разогрев поверхности до фазовых температур происходит на большую глубину, с увеличением скорости обработки глубина упрочнения снижается.

Сравнительным стендовым исследованиям подвергали шлицевые соединения, характеристика которых приведена в табл. 2.

На рис. 9 представлены зависимости износа рабочих поверхностей исследуемых пар трения от продолжительности исследований при моменте силы  $M = 10$  Н·м.

В результате стендовых исследований шлицевого соединения № 1 было установлено, что средний износ рабочих поверхностей шлицевого вала составил 0,05 мм, а шлицевой втулки — 0,051 мм (рис. 9, а). За тот же период исследований шлицевого соединения № 2 средний износ рабочих поверхностей шлицевого вала составил 0,023 мм, а шлицевой втулки — 0,046 мм (рис. 9, б), что в 1,46 раза меньше суммарного износа шлицевого соединения № 1. Исследования шлицевого соединения № 3 показали, что средний износ рабочих поверхностей шлицевого вала составил 0,019 мм, а шлицевой втулки — 0,022 мм (рис. 9, в), что в 1,68 раза меньше суммарного износа пары тре-

Таблица 1

Значения исследуемых факторов

Уровень	Факторы		Глубина упрочнения $\delta$ , мм
	Сила тока $I$ , А	Скорость обработки $v$ , мм/мин	
Верхний (+1)	5200	99	0,34
Средний (0)	5000	66	0,31
Нижний (-1)	4800	33	0,31
Кодовое обозначение	$X_1$	$X_2$	$Y$

Таблица 2

Характеристики шлицевых соединений  $6 \times 28 \times 34$  мм, выполненных из стали 40Х

Деталь	Твердость HV, ГПа	Параметр шероховатости поверхности $R_a$ , мкм
<b>Шлицевое соединение № 1</b>		
Незакаленный шлицевой вал	2,57	2,0...2,4
Незакаленная шлицевая втулка	2,64	2,0...2,4
<b>Шлицевое соединение № 2</b>		
Шлицевой вал после ЭМЗ шлицев: $I = 700$ А, $v = 40$ мм/мин	7,23	1,2...1,6
Незакаленная шлицевая втулка	2,64	2,0...2,4
<b>Шлицевое соединение № 3</b>		
Шлицевой вал после ЭМЗ шлицев: $I = 700$ А, $v = 40$ мм/мин	7,25	1,2...1,6
Шлицевая втулка после ЭМЗ боковых поверхностей шлицев фасонным бронзовым инструментом: $I = 5000$ А, $v = 66$ мм/мин	6,9	1,1...1,6

ния № 2 и в 2,46 раза меньше суммарного износа пары трения № 1.

После исследований параметр шероховатости рабочих поверхностей стандартных валов и втулок уменьшился с  $Ra = 2,46$  мкм до  $Ra = 1,70$  мкм, а параметр шероховатости рабочих поверхностей шлицевого вала и втулки после ЭМЗ уменьшился незначительно — с  $Ra = 1,65$  мкм до  $Ra = 1,62$  мкм. Таким образом, применение ЭМЗ рабочих поверхностей шлицев втулок и валов позволяет уменьшить время приработки и износ сопрягаемых поверхностей.

Совместное силовое и высокотемпературное воздействие на сталь при ЭМЗ придает поверхности уникальные свойства: бесструктурный мартенсит имеет высокие значения твердости и ударной

вязкости, что позволяет существенно повысить долговечность шлицевых сопряжений, работающих в условиях абразивного изнашивания и высоких контактных нагрузках при реверсировании.

Установлено, что повышение силы тока с 4800 до 5200 А при ЭМЗ рабочих поверхностей шлицевых втулок приводит к существенному (в 2,5 раза) увеличению глубины упрочненных участков при увеличении их твердости на 7 %.

На основании полученных результатов следует, что применение ЭМЗ рабочих поверхностей шлицевых соединений, позволяет увеличить их износостойкость от 1,7 до 2,5 раза.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Скундин Г.И., Никитин В.Н. Шлицевые соединения. М.: Машиностроение, 1981. 128 с.
2. Багмутов В.П., Паршев С.Н., Дудкина Н.Г., Захаров И.Н. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация. Новосибирск: Наука, 2003. 318 с.
3. Федорова Л.В., Морозов А.В., Фрилинг В.А. Повышение эффективности электромеханической закалки отверстий гладких цилиндрических подвижных сопряжений, испытывающих одностороннюю радиальную нагрузку // Ремонт, восстановление, модернизация. 2012. № 8. С. 49—52.
4. Морозов А.В., Федотов Г.Д. Разработка классификации процессов электромеханической обработки отверстий движущимся высокотемпературным полосовым источником // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 44—50.
5. Морозов А.В., Фрилинг В.А., Шамуков Н.И. Повышение износостойкости отверстий деталей, подверженных двустороннему износу применением избирательной электромеханической закалки // Вестник Ульяновской государственной сельскохозяйственной академии. 2013. № 4. С. 113—119.
6. Особенности выбора инструмента для электромеханической обработки отверстий деталей машин полосовым высокотемпературным источником / А.В. Морозов, Г.Д. Федотов, С.Н. Петряков и др. // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2016. № 7 (2). С. 258—268.
7. Пат. 2572677 РФ, В23D 43/00. Инструмент для электромеханической закалки рабочих поверхностей шлицевых втулок / А.В. Морозов, Н.Н. Горев, Д.Р. Мушарапов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО "Ульяновская ГСХА им. П.А. Столыпина". Заявл. 16.09.2014; опубл. 20.01.2016, Бюл. № 2.
8. Пат. 2620533 РФ, В23D 43/00. Инструмент для электромеханической закалки рабочих поверхностей шлицевых втулок / А.В. Морозов, Д.Р. Мушарапов, Е.А. Токмаков; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО "Ульяновская ГСХА им. П.А. Столыпина". Заявл. 24.02.2016; опубл. 26.05.2017, Бюл. № 15.
9. Пат. 167360 РФ, В23D 43/00. Инструмент для электромеханической закалки рабочих поверхностей шлицевых втулок / А.В. Морозов, А.Е. Абрамов, Д.Р. Мушарапов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО "Ульяновская ГСХА им. П.А. Столыпина". Заявл. 06.06.2016; опубл. 10.01.2017, Бюл. № 1.

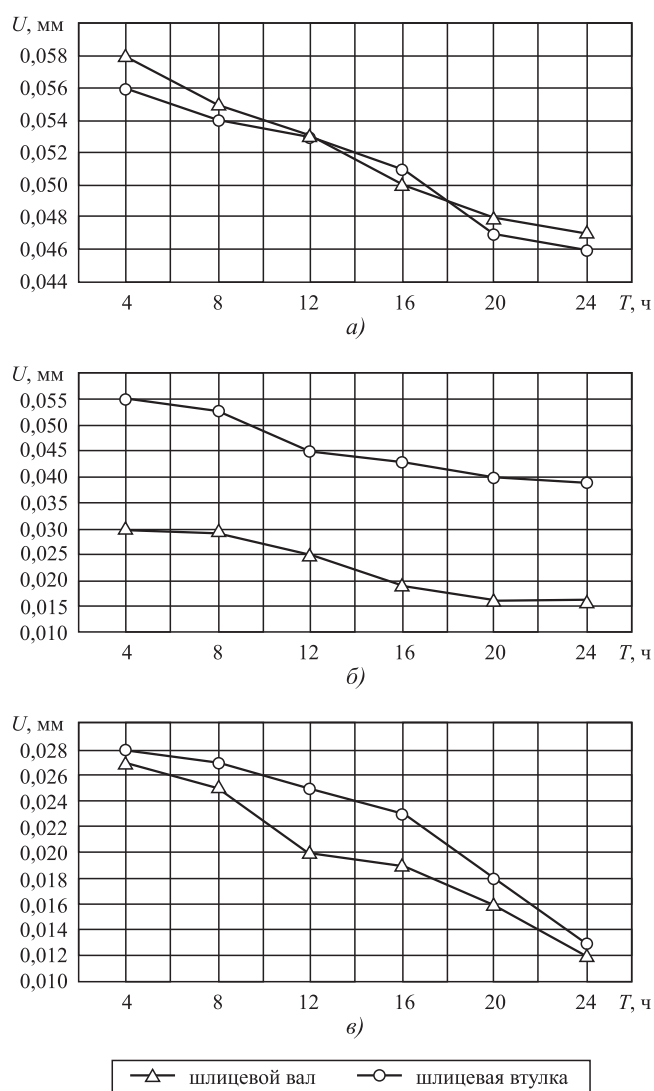
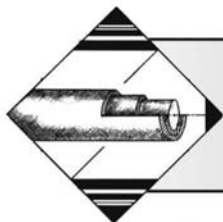


Рис. 9. Зависимости износа рабочих поверхностей деталей подвижных шлицевых соединений от продолжительности исследования:

a — шлицевое соединение № 1; б — шлицевое соединение № 2; в — шлицевое соединение № 3



## Повышение эксплуатационного ресурса деталей машин с помощью комбинированных физико-технических методов

Основные эксплуатационные свойства деталей машин — износостойкость, прочность, коррозионная устойчивость в значительной мере определяются состоянием их поверхностного слоя, которое определяется технологией изготовления. В современном производстве назначение и технологическое обеспечение параметров состояния поверхностей деталей недостаточно обосновано, что приводит либо к завышению требований и удорожанию машин, либо к их занижению или снижению надежности. Существует большое количество технологических методов повышения качества поверхностей деталей. Одним из них является применение комбинированных электрофизических методов, формирующих на определенном участке интегральной поверхности детали локализованное энергетическое действие. Это обусловлено тем, что использование традиционных методов упрочнения ограничено как конфигурацией, размерами детали и другими показателями, так и возможностями метода. В то же время сочетание механических, химических, электромагнитных воздействий, энергия которых передается различными путями, дает хорошие результаты при правильном их построении.

**Ключевые слова:** комбинированная обработка, износостойкость, энергетическое воздействие, поток энергии, поверхностный слой, электрофизические методы, термомеханическое изнашивание, остаточные напряжения.

*The main operational properties of machine parts — wear resistance, strength, corrosion resistance are largely determined by the state of their surface layer determined by the manufacturing technology. In modern production, the purpose and technological support of the parts surfaces state parameters is not sufficiently justified, which leads either to overstatement of requirements and increase of the cost of machines, or to their understatement or reduction of reliability. There are large number of technological methods for improving of the quality of the parts surfaces. One of them is the use of combined electrophysical methods that form localized energy action on specific area of the part's integral surface. This is due to the fact that the use of conventional hardening methods is limited both by the configuration, sizes of the part and other parameters, and by the capabilities of the method. At the same time, combination of external mechanical, chemical, electromagnetic effects, the energy of which is transmitted in different ways, gives good results when property constructed.*

**Keywords:** combined treatment, wear resistance, energy impact, energy flow, surface layer, electrophysical methods, thermomechanical wear, residual stresses.

Комбинированные электрофизические методы, способствующие повышению и стабилизации долговечности деталей машин, которые функционируют в условиях эрозионно-механического, термоэрозионного, ударного, усталостного, абразивного изнашивания и циклического знакопеременного нагружения в их различных сочетаниях, широко применяются вследствие создания в поверхностном слое оптимальных значений параметров качества (макро- и микрогеометрическая

точность, распределение твердости, эпюра внутренних остаточных напряжений; структурный и фазовый состав поверхностного слоя и др.) [1—3, 6]. Поэтому необходимо рассматривать в целом изменения механических свойств поверхностей деталей машин, подвергаемых воздействию комбинированных параллельно-последовательных электрофизических методов, таких как: алмазное электрохимическое хонингование (АЭХ) и гальваническое хромирование (ГХ) [4, 5]; дробе-

струйное упрочнение (ДУ) и электрохимическое полирование (ЭХП) [6]; импульсно-циклическая электрохимическая обработка (ЭХО имп.) и ДУ [2, 3]; электрохимическая обработка с неподвижным инструментом (ЭХО неподв.) и гальваническое хромирование (ГХ) [2, 3]; электрохимическое протягивание (ЭП) и (ГХ) [2, 3]; лазерное термоупрочнение (ЛТО) и ультразвуковое выглаживание (УЗВ) [7]; электроискровое легирование (ЭИЛ) совместно с УЗВ и др.

Параллельными называют комбинированные сочетания, когда воздействия объединены в единый энергетический центр (как дробеструйное упрочнение), а последовательными — комбинированные сочетания, когда воздействия располагаются в последовательную цепь (как электрохимическое протягивание). Параллельно-последовательными называют комбинированные сочетания, включающие сформированную последовательную цепь с наличием единых энергетических центров воздействий (как электроискровое легирование с наличием единовременных контактов инструмента и заготовки) [2].

Оптимизацию параметров качества поверхностного слоя при различных сочетаниях видов обработки осуществляли по результатам экспериментальных исследований, стендовых и натурных испытаний [3, 4].

Рассмотрим характер взаимосвязи способов и параметров воздействия на достижимые параметры качества и возможные эффекты, направленные на увеличение долговечности деталей машин.

Установлены следующие связи:

а) ЭХО неподв. и ЭД с ГХ — термоэрозионное изнашивание материала заготовки — повышается макро- и микрогеометрическая точность, снижается осыпаемость гальванического покрытия;

б) АЭХ и ГХ — термоэрозионное изнашивание материала заготовки — повышается макро- и микрогеометрическая точность, равномерное распределение твердости, остаточных внутренних напряжений, снижается осыпаемость гальванического покрытия;

в) ДУ и ЭХП — циклическое знакопеременное микроразрушение материала заготовки — повышается макро- и микрогеометрическая точность, равномерное распределение твердости, эпюры внутренних остаточных напряжений;

г) ЭХО имп. и ДУ — циклическое знакопеременное нагружение; ударный, усталостный износ материала заготовки — повышается макро- и микрогеометрическая точность; равномерное распределение твердости, эпюры внутренних остаточных напряжений;

д) ЛТО и УЗВ — ударный, абразивный износ материала заготовки — повышается макро- и микрогеометрическая точность; равномерное распределение твердости, эпюры внутренних остаточных напряжений; стабилизируется структурно-фазовый состав поверхностного слоя;

Названные выше связи определяются рядом специфических моментов в достижении определенного прироста долговечности за счет повышения показателей макро- и микрогеометрической точности на 10...35 %, увеличения твердости на 20...40 %, сжимающих остаточных напряжений на 15...20 %. Снижение осыпаемости гальванического хромового покрытия на 0,5...7,0 % способствует повышению долговечности при применении таких параллельно-последовательных методов, как АЭХ + ГХ; ЭПФ + ГХ; ЭХО имп. + ГХ.

Во всех этих комбинациях реализуются три методических принципа [1]: совмещение, исключение, совершенствование. Главенствующим принципом образования комбинированных методов является принцип совершенствования, а принципы совмещения и исключения — соподчиненные [1].

По принципу исключения формируются комбинированные последовательные сочетания воздействий изъятием некоторых из них в пространстве и во времени для обеспечения определенного качественного уровня параметров поверхностного слоя, что создает необходимую долговечность.

По принципу совмещения формируются комбинированные параллельные сочетания воздействий путем помещения определенных из них в замкнутый пространственно-временной энергетический центр.

По принципу совершенствования образуются комбинированные параллельно-последовательные сочетания воздействий объединением в пространстве и во времени в последовательные комплексы параллельных энергетических центров формообразования и упрочнения. Принцип обеспечивает получение нового качественного уровня параметров поверхностного слоя, создающих необходимую долговечность деталей машин.

Реализация принципа исключения формирует адгезионно-когезионный механизм изнашивания и обеспечивает повышение износостойкости деталей-образцов на 5...10 %. При этом оптимальная зона технологического обеспечения режимов [1] создает менее протяженные участки когезионного изнашивания покрытия. Это объясняется значительной степенью упрочнения, которая достигается оптимальной продолжительностью выжигания поверхности инструментом (например, алмазным кругом) при проведении АЭХ.

Выполнение принципа совершенствования позволяет снизить износ при стендовых испытаниях на 10...20 %, полностью исключив адгезионно-когезионные эффекты. В этом случае на фрактограммах микрослоев покрытия доминируют области светло-серых тонов. При этом увеличение толщины гальванического покрытия до 70 мкм в области оптимальных режимов его формирования поддерживает допустимый размер микро-трещин на поверхностях образцов, обеспечивая снижение осыпаемости гальванического покрытия, повышение твердости, формирование эпюры сжимающих напряжений.

Реализация принципов исключения и совершенствования в условиях применения последовательных методов (ЭХО неподв. + ГХ; ЭП + ГХ) снижает образование макро- и микропогрешностей поверхностного слоя на 10...15 %, что на 0,5...1,0 % уменьшает осыпаемость гальванического хромового покрытия, обеспечивая за счет этого повышение долговечности на 5...10 %.

Увеличение толщины гальванического покрытия до 220 мкм вызывает образование многочисленных трещин и сколов вследствие эффекта пластического оттеснения в условиях контактного трибологического взаимодействия. Надежное функционирование в условиях циклического знакопеременного нагружения и ударно-усталостного изнашивания обеспечивается комбинированными последовательными сочетаниями: ЭХО имп. + ДУ и ДУ + ЭХП, которые способствуют повышению макро- и микрогеометрической точности до 15 %, твердости поверхностного слоя на 45...50 %, формированию сжимающих напряжений при повышении их значений на 20...30 %. В то же время применение только одного сочетания ДУ + ЭХП в некоторых случаях повышает твердость до 65 %, увеличивая значения сжимающих остаточных напряжений на 40...50 %. Повышение долговечности в условиях циклического знакопеременного нагружения в этом случае составляет 10...30 %.

Реализация некоторых принципов комбинирования (исключения и совмещения) весьма специфична для сочетаний технологических методов при проведении комплекса трибологических испытаний. Для формообразующих и упрочняющих сочетаний (ЭХО имп. + ДУ; ДУ + ЭХП) характерно наличие механизма когезионно-адгезионной формы изнашивания. Изменение механизма изнашивания в сторону адгезионной формы характерно для упрочняющего сочетания и, наоборот, эффект когезии относится к формообразующему комбинированному методу (ЭХО имп. + ДУ).

Обеспечение долговечности в условиях ударно-абразивного изнашивания при использовании последовательных комбинаций (ЛТО + УЗВ; ЭИЛ + УЗВ) реализуется при направленном изменении твердости, эпюры внутренних остаточных напряжений, структуры и фазового состава материала поверхностного слоя. Улучшение макро- и микрогеометрической точности при установленных оптимальных режимах незначительно и составляет 5...6 %, в то же время изменение величин, характеризующих распределение твердости для последовательных методов (ЛТО + УЗВ; ЭИЛ + УЗВ) составляет 45...50 и 30...45 % соответственно. В поверхностном слое образуются сжимающие напряжения с увеличением значений относительно исходных на 30...45 %. Все это способствует повышению долговечности в условиях циклического нагружения на 5...8 %.

Трибологические испытания натуральных деталей после обработки комбинированными последовательными сочетаниями, реализуя принципы исключения и совмещения, создает 1,5...2,0-кратный запас долговечности в условиях ударно-абразивного изнашивания. Эти результаты объясняются изменением структуры поверхностного слоя (принцип совмещения) в условиях УЗВ и содержание аустенитных составляющих снижается с 35...40 до 2...5 %. Подобный эффект приводит к повышению поверхностной твердости, формированию эпюры внутренних остаточных сжимающих напряжений. В этих условиях изнашивания когезионно-адгезионный механизм, сопровождаемый макро- и микродефектами поверхностного слоя, трансформируется в граничное трибохимическое воздействие, обеспечивая 1,5...2-кратное увеличение долговечности.

Результаты проведенного комплекса исследований параметров качества поверхностного слоя, стендовых, натуральных испытаний подтвердили справедливость выделенных сочетаний комбинированных воздействий. При этом выявлены общие закономерности повышения долговечности при оптимизации определенных сочетаний или параметров качества [1—8]. В частности:

1. С учетом систематических лабораторных и стендовых испытаний, имитирующих реальные условия эксплуатации деталей машин, установлены общие кинетические закономерности процессов поверхностной повреждаемости сталей, упрочненных рассматриваемыми методами, при эрозионно-механическом, термоэрозионном, ударном, абразивном, усталостном изнашивании, а также и их сочетаниями при циклическом знакопеременном нагружении.

2. На основании систематизации результатов экспериментальных исследований, при взаимозависимости трибологических свойств, долговечности и состояния поверхностных упрочненных слоев материалов определен и обоснован минимальный набор геометрических, физических, структурных параметров качества. При определенных их сочетаниях возможно прогнозирование достижимых эксплуатационных параметров материалов покрытий по группам проявления их свойств:

- а) геометрические параметры и осыпаемость;
- б) геометрические параметры, твердость, остаточные напряжения;
- в) геометрические параметры, остаточные напряжения, структурно-фазовый состав;
- г) геометрические параметры, осыпаемость, остаточные напряжения;
- д) геометрические параметры, осыпаемость, твердость, остаточные напряжения.

Установлено качественное соответствие между различными комплексами параметров качества, определенными комбинациями параллельно-последовательных электротехнических и других комбинированных комплексов обрабатываемых воздействий.

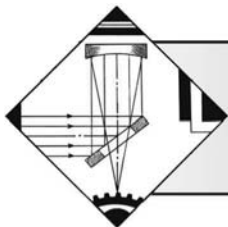
На основании экспериментальных, стендовых и натурных испытаний сформированы группы параметров качества, определяющие пути повышения долговечности деталей машин. Параметры структуры и фазового состава поверхностных слоев нормируют только ударное или абразивное изнашивание. Эрозионно-механические, ударные и усталостные, ударные и абразивные условия воздействия внешней среды однозначно сочетаются соответственно в группах *а*, *б*, *в*. В то же время термоэрозионное изнашивание определяется двумя *а* и *д*, а долговечность в условиях циклического изнашивания уже тремя *а*, *в*, *г* группами показателей.

Таким образом, проведенные исследования позволили предложить технологическую область использования различных сочетаний комбинированных воздействий, что позволит определить физико-механические, химические закономерности, действующие в условиях применения комбинированных физико-технических методов, способствовать повышению долговечности ряда нагруженных деталей на 10...30 %, сокращению трудоемкости и увеличению допустимых эксплуатационных нагрузок.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Елизаветин М.А.** Повышение надежности машин. М.: Машиностроение, 1973. 432 с.
2. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки материалов. В 2 т. / под ред. В.П. Смоленцева. Т. 2. М.: Высш. шк., 1983. 208 с.
3. **Седыкин Ф.В.** Размерная электрохимическая обработка деталей машин. М.: Машиностроение, 1976. 301 с.
4. **Дальский А.М.** Технологическое обеспечение надежности высокоточных деталей машин. М.: Машиностроение, 1975. 219 с.
5. **Ящерицын П.И., Рыжов Э.В., Аверченков В.И.** Технологическая наследственность в машиностроении. Минск: Наука и техника, 1977. 256 с.
6. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. Воронеж: ВГУ, 2003. 286 с.
7. **Волков Ю.С., Лившиц А.Л.** Введение в теорию размерного формообразования электрофизикохимических методов. Киев: Вища школа, 1978. 118 с.
8. **Сухочев Г.А.** Технологические методы повышения эксплуатационных показателей транспортных машин в экстремальных условиях // Техника машиностроения. 2005. № 3. С. 52–54.





# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793.14

Д.В. Фоминский, В.Н. Неволин, М.Д. Грицкевич

(Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", г. Москва)

E-mail: VYFominskij@mephi.ru

## Сравнительные исследования антифрикционных свойств тонкопленочных покрытий $\text{MoS}_x$ , $\text{MoSe}_x$ и $\text{WSe}_x$ , формируемых импульсным лазерным осаждением\*

Приведены результаты измерений коэффициента трения и параметров износа тонкопленочных покрытий из дисульфидов и диселенидов молибдена и вольфрама, нанесенных на кремниевые подложки методом импульсного лазерного осаждения при комнатной температуре. Лазерное осаждение проведено как по традиционной методике, включающей импульсную лазерную абляцию мишеней из прессованных порошков  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{MoSe}_2$  и  $\text{WSe}_2$ , так и по методике лазерной абляции металла (Mo) в реакционной среде ( $\text{H}_2\text{S}$ ). Осаждение металла в реакционной среде позволяло формировать более гладкие и однородные покрытия с регулируемой концентрацией атомов серы. Измерения коэффициента трения проведены по методике скольжения стального шарика по подложке с покрытием на воздухе с относительной влажностью ~30 %. Установлено, что наименьшим коэффициентом трения скольжения (~0,03) обладали покрытия  $\text{MoS}_x$ , полученные по традиционной методике осаждения и содержащие частицы субмикронных и нанометровых размеров. Коэффициент трения для покрытий  $\text{MoSe}_x$  и  $\text{WSe}_x$  превышал 0,04, и они несколько уступали по износостойкости сульфидным покрытиям. Наименьший коэффициент трения для покрытий  $\text{MoS}_x$ , полученных реакционным осаждением, составлял ~0,05, а их изнашиваемость сопоставима с изнашиваемостью покрытий  $\text{MoS}_x$ , полученных по традиционной методике.

**Ключевые слова:** твердосмазочные покрытия, импульсное лазерное осаждение, коэффициент трения скольжения, износ.

The results of measurements of the friction coefficient and the wear of thin-film coatings from disulfides and diselenides of molybdenum and tungsten deposited on silicon substrates by the pulsed laser deposition method at room temperature are presented. Laser deposition is performed by the traditional method, including pulsed laser ablation of targets from pressed powders  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{MoSe}_2$  and  $\text{WSe}_2$ , and by the laser ablation method of metal (Mo) in the reactive gas ( $\text{H}_2\text{S}$ ). The reactive pulsed laser deposition of the metal allowed us the formation of smoother and more uniform coatings with controlled concentration of sulfur atoms. The friction coefficient is measured by sliding of steel ball over coated substrate in air with relative humidity of ~30 %. It is found that  $\text{MoS}_x$  coatings obtained by the traditional deposition method and containing particles of submicron and nanometer sizes had the lowest coefficient of sliding friction (~0.03). The friction coefficient for  $\text{MoSe}_x$  and  $\text{WSe}_x$  coatings exceeded 0.04, and they were slightly inferior in terms of wear resistance to molybdenum sulfide coatings. The minimum friction coefficient for  $\text{MoS}_x$  coatings obtained by reactive deposition is ~0.05, and their wear resistance comparable to that of  $\text{MoS}_x$  coatings obtained by the traditional method of pulsed laser deposition.

**Keywords:** solid lubricant coatings, pulsed laser deposition, coefficient of sliding friction, wear.

### Введение

Развитие высоких технологий, в особенности космической техники и микромеханики, выдвигает новые более строгие требования к работоспо-

собности узлов трения, включая требования по снижению энергозатрат на трение и увеличение износостойкости компонентов пар трения. Твердосмазочные покрытия на основе дихалькогенидов переходных металлов продолжают привлекать внимание исследователей как наиболее перспективные в решении обозначенных проблем. Одна из основных задач при разработке таких покрытий заключается в снижении коэффициента тре-

\*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант 19-19-00081).

ния независимо от условий эксплуатации (воздух различной влажности, вакуум, инертная атмосфера) и повышение их долговечности [1–4]. При этом до конца не выяснен вопрос о недостатках и достоинствах твердых смазок на основе дисульфидов и диселенидов металлов. Также актуален вопрос о влиянии структурного и химического состояния наносимых твердосмазочных покрытий на их трибологические свойства. А эти состояния во многом зависят от способа нанесения покрытий и режимов их получения.

Импульсное лазерное осаждение (ИЛО) отличается от более традиционного метода магнетронного распыления рядом особенностей, в которых можно выделить как положительные, так и отрицательные стороны. К положительным сторонам следует отнести возможность осаждения в вакууме (т.е. высокая чистота процесса), а также универсальность (с точки зрения выбора компонентов) и гибкость (с точки зрения варьирования энергетических характеристик осаждаемого потока). Основные особенности, сдерживающие широкое применение метода ИЛО, заключаются в образовании частиц различного размера при абляции некоторых мишеней, а также низкая производительность обработки при нанесении покрытий на крупногабаритные изделия. Однако специфика процессов прироста покрытий при ИЛО, в отличие, например, от магнетронного распыления, обуславливает нарастающий интерес к этому методу.

**Цель работы** заключалась в исследовании особенностей трения скольжения стального контртела по таким покрытиям, как  $\text{MoS}_x$ ,  $\text{MoSe}_x$  и  $\text{WSe}_x$ . Все покрытия наносили на кремниевые подложки и исследовали в идентичных условиях на воздухе с относительной влажностью ~40 %. Покрытия отличались не только химическим составом, но и способом осаждения с применением лазерной абляции. Применены три варианта ИЛО:

- 1) традиционное осаждение в вакуумных условиях из мишеней  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{MoSe}_2$  и  $\text{WSe}_2$ ;
- 2) осаждение скользящим лазерно-иницированным потоком частиц из этих мишеней;
- 3) реакционное осаждение из мишени Mo в сероводороде.

Достаточно подробное описание особенностей этих вариантов ИЛО приведено в работах [5–8]. При варьировании условий ИЛО реализуются различные условия осаждения как атомарного потока, так и субмикро- и наночастиц, образующихся в результате импульсной лазерной абляции мишеней  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{MoSe}_2$  и  $\text{WSe}_2$ . Импульсная лазерная абляция молибденовой мишени не сопровождается таким интенсивным образованием

частиц, как абляция мишеней  $\text{MoS}_2$ . А при осаждении из этой мишени в реакционном газе  $\text{H}_2\text{S}$  удается гибко варьировать отношение атомных концентраций  $x = \text{S}/\text{Mo}$ , которое может оказывать существенное влияние на трибологические свойства покрытий  $\text{MoS}_x$ .

### Методики формирования покрытий и их исследования

Для получения покрытий традиционным методом ИЛО мишени  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{MoSe}_2$  и  $\text{WSe}_2$  в форме пластинок толщиной 4 мм устанавливали в камере, из которой турбомолекулярным насосом откачивали воздух до давления  $\sim 10^{-4}$  Па. Для облучения мишени использовали импульсы наносекундной длительности, генерируемые лазером фирмы Solar (Беларусь), с длиной волны 1064 нм. Частота следования импульсов составляла 25 Гц, энергия излучения — 40 мДж. В зоне облучения мишени после фокусировки излучения лазерный флюенс составлял  $\sim 8$  Дж/см<sup>2</sup>. Лазерный луч падал под углом 45° к поверхности мишени и перемещался по ней с помощью системы автоматического сканирования. Время осаждения 10 мин. Осаждение проводили на полированные пластины кремния, установленные перпендикулярно к распространению лазерного эрозионного факела на расстоянии 3,5 см. Толщина осажденных слоев  $\sim 250$  нм. При такой толщине удается сформировать достаточно плотные тонкопленочные покрытия и предотвратить образование пористой структуры, характерной для более толстых слоев при традиционном ИЛО из мишеней  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{MoSe}_2$  и  $\text{WSe}_2$ . Таким способом получены покрытия  $\text{MoS}_x$  (Т-ИЛО),  $\text{MoSe}_x$  (Т-ИЛО) и  $\text{WSe}_x$  (Т-ИЛО).

При осаждении пленок  $\text{MoS}_x$  (С-ИЛО),  $\text{MoSe}_x$  (С-ИЛО) и  $\text{WSe}_x$  (С-ИЛО) в конфигурации скользящего лазерного факела кремниевые подложки располагали вдоль оси разлета этого факела. Осаждение проводили на расстоянии 3,5 см от мишеней в вакууме. Предполагалось, что в этих условиях толщина покрытия может увеличиваться в результате осаждения атомов, испытавших столкновения с другими атомами лазерного факела и отклонившимися от траектории прямолинейного движения.

Для реализации осаждения пленок  $\text{MoS}_x$  (Р-ИЛО) методом реакционного ИЛО проводили абляцию молибденовой мишени лазерными импульсами с энергией до 90 мДж. Лазерный флюенс в зоне облучения мишеней увеличивался до 20 Дж/см<sup>2</sup>. После откачки камеры осаждения до давления  $10^{-4}$  Па ее наполняли сероводо-



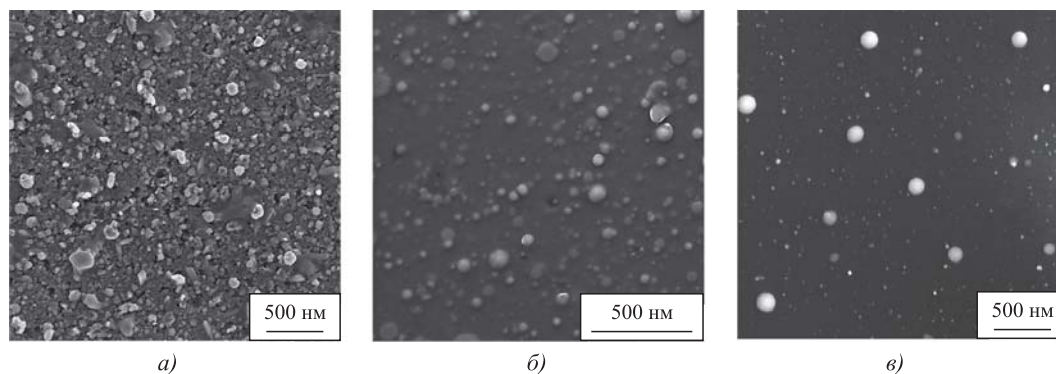


Рис. 1. СЭМ-изображения тонкопленочных покрытий на кремнии  $\text{MoS}_x$  (Т-ИЛО) (а),  $\text{MoSe}_x$  (Т-ИЛО) (б) и  $\text{WSe}_x$  (Т-ИЛО) (в), полученных в традиционной конфигурации ИЛО из мишеней  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{MoSe}_2$  и  $\text{WSe}_2$  соответственно

родом. Лазерный факел распространялся как по нормали к поверхности кремниевой подложки, так и вдоль нее. При осаждении по нормали при давлении  $\text{H}_2\text{S}$ , равном 9 Па, получен образец  $\text{MoS}_x$  (Р-ИЛО\_9), а при давлении 18 Па —  $\text{MoS}_x$  (Р-ИЛО\_18). При осаждении в геометрии скользящего лазерного факела в сероводороде получены образцы  $\text{MoS}_x$  (СР-ИЛО\_9) и  $\text{MoS}_x$  (СР-ИЛО\_18).

Морфологию поверхности и состав покрытий исследовали на сканирующих электронных микроскопах (СЭМ, Tescan LYRA 3) с применением метода энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Тривоиспытания тонкопленочных покрытий проводили на приборе Anton Paar TRB3 при комнатной температуре в режиме возвратно-поступательного скольжения стального шарика диаметром 3 мм при нагрузке 1 Н. Скорость скольжения составляла 2 см/с. Относительная влажность воздуха при испытаниях не превышала 40 %.

### Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследования особенностей роста толщины покрытий  $\text{MoS}_x$ ,  $\text{MoSe}_x$  и  $\text{WSe}_x$  при реализации различных вариантов ИЛО были опубликованы ранее (например, [5–9]). В данной работе приведены характерные микроизображения покрытий, подвергнутых тривоиспытаниям. СЭМ-изображения, приведенные на рис. 1, показывают, что абляция дисульфида молибдена вызывала формирование сильно структурированного покрытия, содержащего плотноупакованные частицы нанометровых размеров. Покрытия, полученные абляцией диселенидов молибдена и вольфрама, более однородные и гладкие. Однако в плотной матрице этих покрытий и на их поверхности также присутствовали наночастицы. По данным ЭДС-измерений большинство наночастиц состояли из

металла, а состав самих матриц всех покрытий был субстехиометрическим, т. е.  $x < 2$ .

Применение реакционного ИЛО для создания покрытий  $\text{MoS}_x$  позволило избежать осаждения частиц, что обусловило формирование достаточного однородного и плотного слоя с гладкой поверхностью (рис. 2, а). Состав покрытия при давлении сероводорода, равном 9 Па, был субстехиометрическим ( $x \sim 1,5$ ). Повышение давления сероводорода до 18 Па вызывало более эффективное насыщение покрытия серой ( $x \sim 2$ ), и на поверхности покрытия формировалась шероховатость с нанометровыми размерами неровностей (рис. 2, б).

Осаждение покрытий  $\text{MoS}_x$ ,  $\text{MoSe}_x$  и  $\text{WSe}_x$  в геометрии скользящего лазерного факела из мишеней  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{MoSe}_2$  и  $\text{WSe}_2$  позволяло избежать выраженного осаждения эрозионных частиц субмикронных размеров. Однако при этом, как правило, чрезмерно возрастала концентрация халькогена ( $x > 2$ ) и развивалось наноструктурирование, которое указывало на недостаточно высокую

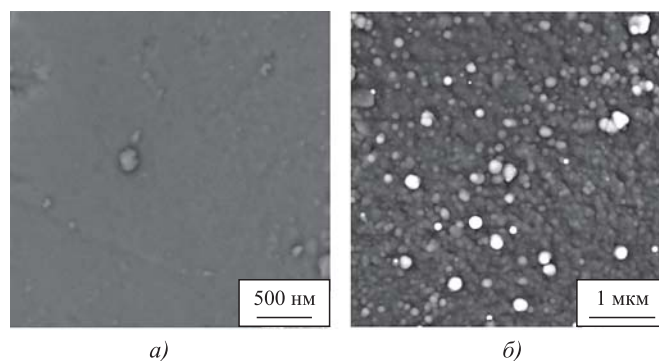


Рис. 2. СЭМ-изображение тонкопленочных покрытий на кремнии  $\text{MoS}_x$  (Р-ИЛО\_9) (а) и  $\text{MoS}_x$  (Р-ИЛО\_18) (б), полученных в традиционной конфигурации реакционного ИЛО из мишени Мо в сероводороде при давлениях 9 и 18 Па соответственно

плотность покрытий (рис. 3, а). Тот же самый эффект наблюдался и при реакционном ИЛО в геометрии осаждения скользящего лазерного факела из мишени Мо (рис. 3, б).

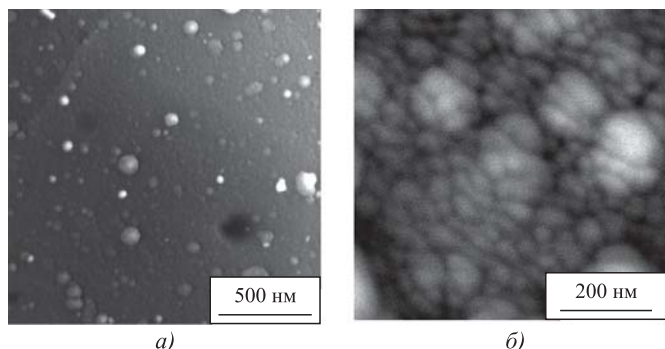


Рис. 3. СЭМ-изображение тонкопленочных покрытий на кремнии MoS<sub>x</sub> (С-ИЛО) (а) и MoS<sub>x</sub> (СР-ИЛО\_9) (б), полученных в геометрии осаждения скользящего лазерного факела из мишени MoS<sub>2</sub> и Мо (при давлении сероводорода 9 Па) соответственно

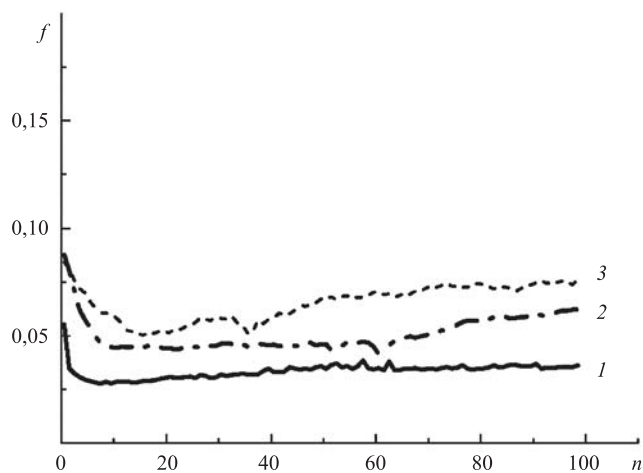


Рис. 4. Зависимость коэффициента трения от числа циклов обратного-поступательного движения (скольжения) контртела по покрытиям: 1 — MoS<sub>x</sub> (Т-ИЛО); 2 — MoSe<sub>x</sub> (Т-ИЛО); 3 — WSe<sub>x</sub> (Т-ИЛО)

На рис. 4 представлена зависимость изменения коэффициента трения от числа циклов скольжения стального контртела по покрытиям MoS<sub>x</sub>, MoSe<sub>x</sub> и WSe<sub>x</sub>, полученным по традиционной методике ИЛО. Видно, что наилучшие антифрикционные свойства проявило покрытие MoS<sub>x</sub>, несмотря на его сильно неоднородную структуру. Наименьшее значение коэффициента трения после приработки, которая закончилась за 6 циклов, составило 0,03. Приработка при скольжении по покрытиям MoSe<sub>x</sub> и WSe<sub>x</sub> продолжалась несколько дольше, и значения коэффициента трения составили ~0,045. После 100 циклов коэффициент трения увеличивался до 0,035; 0,06 и 0,07 для покрытий MoS<sub>x</sub>, MoSe<sub>x</sub> и WSe<sub>x</sub> соответственно. В данной работе исследовали относительно тонкие покрытия MoS<sub>x</sub>, для которых эффект накопления эрозионных частиц субмикронных размеров не был сильно выражен. При таких условиях формируется достаточно плотное покрытие. При увеличении толщины покрытий MoS<sub>x</sub> можно ожидать иных показателей по антифрикционным свойствам.

Особенности износа этих покрытий показаны на рис. 5. Наиболее узкий трек износа шириной 90 мкм образовался на покрытии MoS<sub>x</sub>, а наиболее широкий 130 мкм — на покрытии WSe<sub>x</sub>. Видно, что трибовоздействие сглаживало шероховатость исходных покрытий. При этом наиболее явно риски от перемещения (скольжения) твердых частиц металлов обнаруживаются лишь на покрытиях WSe<sub>x</sub>, а на других покрытиях абразивный эффект от этих частиц не сильно выражен. Причина этого явления не совсем понятна и требует специальных исследований.

На рис. 6 показаны результаты измерения коэффициента трения для покрытий MoS<sub>x</sub>, полученных реакционным ИЛО. Антифрикционные свойства этих покрытий сильно зависели от давления сероводорода при осаждении. Характерное значение

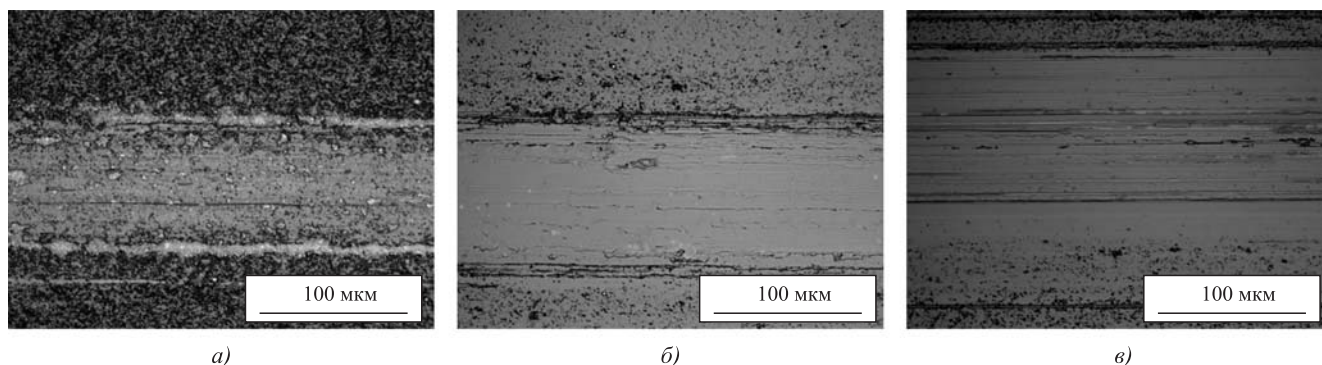
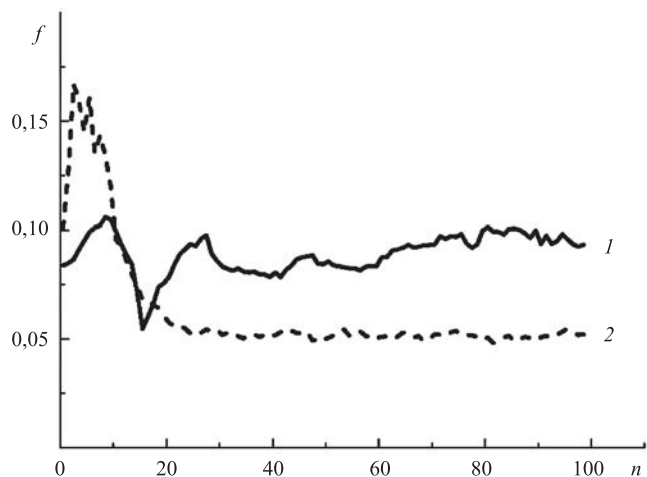
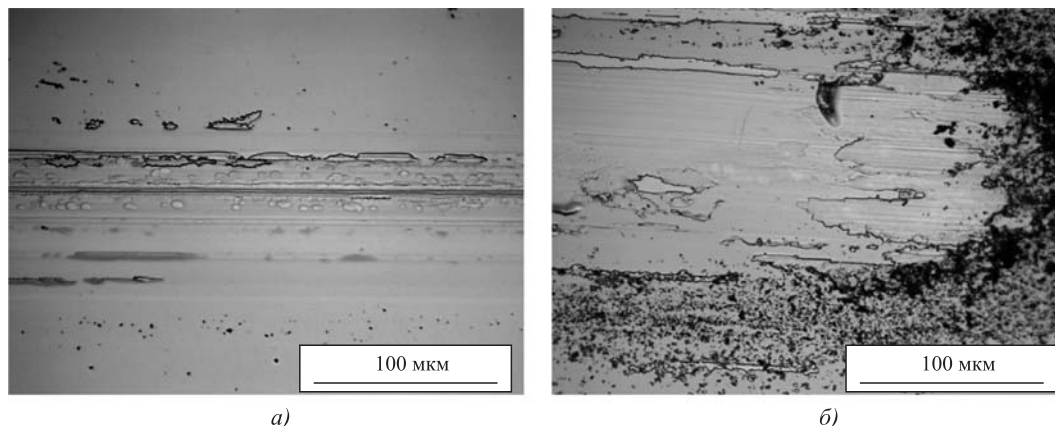


Рис. 5. Микрофотографии треков износа, образовавшихся на покрытиях MoS<sub>x</sub> (Т-ИЛО) (а), MoSe<sub>x</sub> (Т-ИЛО) (б) и WSe<sub>x</sub> (Т-ИЛО) (в) после 100 циклов трибоиспытаний

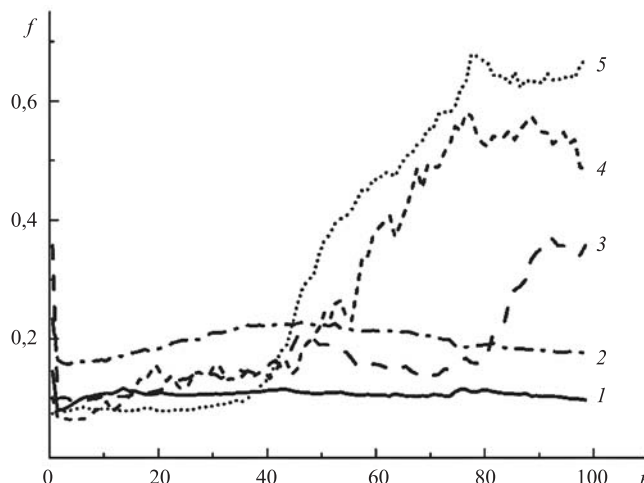


**Рис. 6.** Зависимость коэффициента трения от числа циклов обратного-поступательного движения (скольжения) контртела по покрытиям:  
1 — MoS<sub>x</sub> (P-ИЛО\_9); 2 — MoS<sub>x</sub> (P-ИЛО\_18)

коэффициента трения для покрытий, осажденных при давлении 9 Па, составляло 0,09. А для покрытий, осажденных при давлении 18 Па, это значение уменьшалось до 0,05. При скольжении контртела по наиболее гладкому покрытию MoS<sub>x</sub>, полученному методом реакционного ИЛО при давлении 9 Па, износ протекал неоднородно по сечению покрытия. Явно область износа сформировалась в узком треке шириной 40 мкм (рис. 7, а). В этой области покрытие изнашивалось до подложки. При этом видны области локального отслаивания. В остальном треке износ не был явно выражен. Износ покрытия, осажденного при давлении 18 Па, протекал явно интенсивнее, что вызвало образование трека шириной более 100 мкм (рис. 7, б). На торцевых участках трека заметно скопление частиц износа, а в самом треке есть области отслаивания.



**Рис. 7.** Микрофотографии треков износа, образовавшихся на покрытиях MoS<sub>x</sub> (P-ИЛО\_9) (а) и MoS<sub>x</sub> (P-ИЛО\_18) (б) после 100 циклов трибоиспытаний



**Рис. 8.** Зависимость коэффициента трения от числа циклов обратного-поступательного движения (скольжения) контртела по покрытиям, полученным с применением геометрии осаждения скользящим факелом:  
1 — MoS<sub>x</sub> (CP-ИЛО\_18); 2 — MoS<sub>x</sub> (C-ИЛО); 3 — MoS<sub>x</sub> (CP\_ИЛО\_9); 4 — MoSe<sub>x</sub> (C-ИЛО); 5 — WSe<sub>x</sub> (C-ИЛО)

Таким образом, исключение субмикро- и наночастиц из структуры покрытий MoS<sub>x</sub> не обеспечило явного улучшения трибологических свойств покрытий на основе дисульфида молибдена. Можно добиться некоторого увеличения износостойкости за счет формирования покрытий субстехиометрического состава (покрытия P-ИЛО\_9), однако это может заметно повысить коэффициент трения.

Применение геометрии осаждения скользящим факелом также не позволило добиться явного улучшения трибологических свойств покрытий MoS<sub>x</sub>, MoSe<sub>x</sub> и WSe<sub>x</sub>. На рис. 8 показаны результаты измерения коэффициента трения для покрытий такого типа. Наихудшие антифрикционные свойства обнаружены для покрытия MoS<sub>x</sub> (C-ИЛО), что могло быть обусловлено преимущественным рассеянием атомов серы в направлении подложки и чрезмерно высоким содержанием серы в этих покрытиях. Масса атомов серы существенно меньше массы атомов молибдена, что влияет на угловые диаграммы разлета этих атомов в лазерном факеле.

Наихудшие антифрикционные свойства обнаружены для покрытия MoS<sub>x</sub> (C-ИЛО), что могло быть обусловлено преимущественным рассеянием атомов серы в направлении подложки и чрезмерно высоким содержанием серы в этих покрытиях. Масса атомов серы существенно меньше массы атомов молибдена, что влияет на угловые диаграммы разлета этих атомов в лазерном факеле.

Остальные покрытия характеризовались коэффициентом трения 0,06...0,10. Резкий рост коэффициента трения на определенном этапе трибоиспытаний обусловлен полным износом покрытий, толщина которых была меньше, чем толщина покрытий, формирующихся при осаждении по нормали к поверхности. Однородная структура таких покрытий не обеспечивала явного снижения коэффициента трения, что указывало на более сложную зависимость антифрикционных свойств от локальной упаковки атомов в аморфной структуре таких покрытий. Пониженная энергетика осаждаемых атомов в условиях осаждения скользящим лазерным факелом могла оказать негативное влияние на формирование химических связей между атомами металла и халькогена, что могло вызывать кластеризацию атомов халькогена. Эта особенность локальной упаковки могла оказывать влияние на характер трибоиндуцированных изменений в структуре покрытий при скольжении контртела по их поверхности. Снижение энергетика осаждаемого потока атомов не способствовало и формированию качественного сцепления покрытий с подложкой.

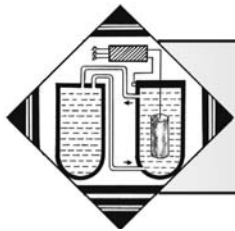
### Выводы

Импульсное лазерное осаждение, реализуемое в конфигурациях осаждения лазерного факела по нормали к поверхности или осаждения под скользящим углом к ней и проводимое в вакууме из синтезированных мишеней или в реакционной среде из металлических мишеней, позволяет гибко регулировать состав и структуру покрытий на основе дихалькогенидов переходных металлов. Для снижения коэффициента трения скольжения на воздухе при умеренной относительной влажности (~30 %) наиболее пригодны покрытия из дисульфида молибдена, получаемые наиболее простым (традиционным) способом из мишени MoS<sub>2</sub>. Коэффициент трения и износ для тонкопленочных покрытий MoS<sub>x</sub> получается самый низкий по сравнению с покрытиями MoSe<sub>x</sub>

и WSe<sub>x</sub>, и он не превышает 0,03. Можно понизить износ покрытий MoS<sub>x</sub>, применяя метод реакционного ИЛО в атмосфере сероводорода из мишени Mo. Однако коэффициент трения для таких покрытий составляет 0,05...0,09.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Zekonyte J., Cavaleiro A., Polcar T.** Frictional Properties of Self-Adaptive Chromium Doped Tungsten—Sulfur—Carbon Coatings at Nanoscale // *Appl. Surf. Sci.* 2014. Vol. 303. P. 381—387.
2. **Cao H., Wen F., Kumar S. et al.** On the S/W Stoichiometry and Triboperformance of WS<sub>x</sub>C(H) Coatings Deposited by Magnetron Sputtering // *Surf. Coat. Technol.* 2018. Vol. 365. P. 41—51.
3. **Bobzin K., Brögelmann T., Kruppe N.C. et al.** Tribological Studies on Self-lubricating (Cr,Al)N + Mo:S Coatings at Elevated Temperature // *Surf. Coat. Technol.* 2018. Vol. 353. P. 282—291.
4. **Colas G., Saulot A., Regis E., Berthier Y.** Investigation of Crystalline and Amorphous MoS<sub>2</sub> Based Coatings: Towards Developing New Coatings for Space Applications // *Wear.* 2015. Vol. 330—331. P. 448—460.
5. **Фоминский Д.В., Жукова Е.А., Смирнов А.А.** Влияние режимов генерации, разлета и осаждения лазерного факела на состав и структуру наносимых твердосмазочных MoS<sub>x</sub>-покрытий // *Упрочняющие технологии и покрытия.* 2018. № 3. С. 117—123.
6. **Еремин И.С., Фоминский Д.В., Соловьев А.А., Посеренин С.П.** О влиянии наночастиц на морфологию твердосмазочных MoSe<sub>x</sub> покрытий, наносимых импульсным лазерным осаждением // *Упрочняющие технологии и покрытия.* 2016. № 5. С. 41—47.
7. **Fominski V.Yu., Grigoriev S.N., Celis J.P. et al.** Structure and mechanical properties of W—Se—C/diamond-like carbon and W—Se/diamond-like carbon bi-layer coatings prepared by pulsed laser deposition // *Thin Solid Films.* 2012. Vol. 520. Iss. 21. P. 6467—6483.
8. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В.** Трибологические свойства тонкопленочных наноструктурированных покрытий в системе элементов W—Se—C // *Упрочняющие технологии и покрытия.* 2008. № 9. С. 3—10.
9. **Fominski V.Yu., Markeev A.M., Nevolin V.N. et al.** Pulsed laser deposition of MoS<sub>x</sub> films in a buffer gas atmosphere // *Thin Solid Films.* 1994. Vol. 248. P. 240—246.



УДК 621.785.532

Ю.Г. Хусаинов, Р.Д. Агзамов, А.А. Николаев, А.Ф. Тагиров  
(Уфимский государственный авиационный технический университет)  
E-mail: uldash990@mail.ru

## Повышение эффективности процесса ионного азотирования титанового сплава ВТ6 с крупно- и ультрамелкозернистыми структурами\*

Проведено низкотемпературное ионное азотирование титанового сплава ВТ6 в крупнозернистом (КЗ) состоянии при температуре 600 °С при различном содержании водорода (0...30 % H<sub>2</sub>). На основе результатов, полученных на КЗ-образцах, проведено азотирование титанового сплава ВТ6 в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии при температуре 500 °С при оптимальном содержании водорода. Получены графики распределения микротвердости и оптические снимки микроструктуры. Показано, что азотирование с содержанием водорода 10 % в газовой смеси ускоряет процесс диффузии в 2 раза, а формирование УМЗ-структуры — на 30 %.

**Ключевые слова:** упрочнение титановых сплавов, микротвердость, ионное азотирование, тлеющий разряд, структура, титановый сплав ВТ6, ультрамелкозернистая структура.

The low-temperature ion nitriding of VT6 titanium alloy in coarse-grained (CG) state at the temperature of 600 °C with various hydrogen content (0...30 % H<sub>2</sub>) is performed. The nitriding of VT6 titanium alloy in ultrafine-grained (UFG) state at the temperature of 500 °C with optimal hydrogen content is performed based on the results obtained on CG-samples. Microhardness distribution plots and optical images of the microstructure are obtained. It is shown that nitriding with the hydrogen content of 10 % in the gas mixture accelerates the diffusion process by 2 times, and the formation of UFG-structure — by 30 %.

**Keywords:** hardening of titanium alloys, microhardness, ion nitriding, glow discharge, structure, VT6 titanium alloy, ultrafine-grained structure.

### Введение

Титановые сплавы обладают высокими удельными механическими свойствами, что определило их широкое применение в авиа- и машиностроении, а также в медицине при производстве имплантатов. Однако неудовлетворительные эксплуатационные свойства, связанные с низкой твердостью, склонность к налипанию и образованию задиров при работе в узлах трения, отрицательно сказываются на долговечности деталей [1].

Одним из интенсивно развивающихся в последние десятилетия способов улучшения механических свойств титановых сплавов является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры большими (интенсивными) пластическими деформациями (ИПД) [2, 3]. Несмотря на это, поверхности деталей из титанового сплава ВТ6 по-прежнему

подвергаются значительному изнашиванию. Повысить эксплуатационные характеристики поверхности титановых сплавов можно различными методами поверхностной модификации.

В настоящее время одним из эффективных методов поверхностного упрочнения деталей из титановых сплавов, является ионное азотирование [4]. По сравнению с другими способами азотирования (газовое в печах, лазерное и т. д.) ионное азотирование имеет преимущества: высокая скорость насыщения азотом, экологически чистый процесс, контроль фазового состава, возможность локального азотирования отдельных частей детали. Несмотря на все преимущества и высокую скорость насыщения азотом, процесс азотирования титановых сплавов остается длительным (более 10 ч) и проходит при высоких температурах (750...1050 °С) [5]. При таких термических воздействиях обработка титановых сплавов с УМЗ-структурой невозможна в связи с протеканием процессов рекристаллизации и последующим ростом зерна. Данные факторы приводят к снижению механических харак-

\*Работа выполнена при поддержке гранта президента РФ МК-5448.2018.8.

теристик материала. Поэтому разработка процесса ионного азотирования титановых сплавов с УМЗ-структурой при низких температурах (450...500 °С) является актуальной.

Известно [6–8], что состав газовой среды при ионном азотировании существенно влияет на структуру, свойства, фазовый состав и кинетику роста модифицированного слоя. Добавление в газовую смесь аргона позволяет ускорить процесс роста диффузионного слоя, уменьшив при этом нитридный за счет распыления его при бомбардировке тяжелыми ионами аргона. Наличие водорода в смеси азотирования повышает диффузию азота путем удаления нанокристаллического слоя на поверхности титанового сплава, который препятствует процессу азотирования [9]. При другом механизме, предложенном авторами работы [10], наличие водорода в азотирующей среде приводит к образованию радикалов  $H^+$ ,  $NH^+$  и  $NH_2^+$ , которые ускоряют процесс диффузии азота. Таким образом, варьируя соотношения компонентов газовой смеси, можно повысить эффективность процесса ионного азотирования. Однако в настоящее время недостаточно изучено влияние содержания водорода в трехкомпонентной газовой смеси при низкотемпературном ионном азотировании титановых сплавов.

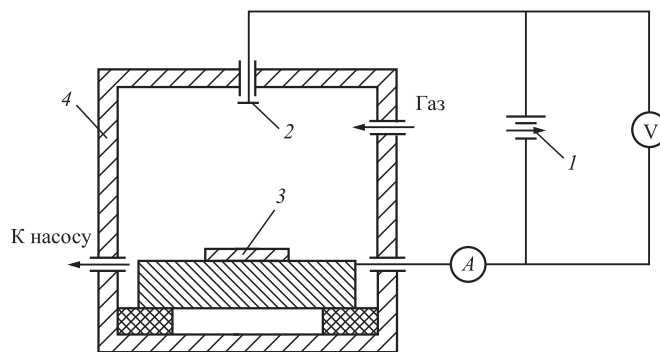
**Цель работы** — исследование влияния содержания водорода и формирования УМЗ-структуры на структуру и механические свойства после низкотемпературного ионного азотирования двухфазного титанового сплава ВТ6.

### Методика исследования

Эксперименты по выявлению влияния содержания водорода в газовой смеси на процесс ионного азотирования титанового сплава ВТ6 в КЗ- и УМЗ-состояниях проводили на установке для термической и химико-термической обработки в вакууме ЭЛУ-5М. Схема установки приведена на рис. 1.

Исследовали образцы из двухфазного титанового сплава ВТ6 с крупнозернистой (КЗ) структурой, предварительно отожженные при  $T = 800$  °С, и с УМЗ-структурой. Химический состав материала, %: 88,24 Ti; 6,5 Al; 5,1 V; 0,1 Fe; 0,03 Si; 0,02 C; 0,01 N.

Процесс азотирования проводили при температурах  $T_1 = (500 \pm 10)$  °С и  $T_2 = (600 \pm 10)$  °С, давления в рабочей камере  $p = (300 \pm 5)$  Па в течение  $t = 6$  ч. Предварительно перед процессом диффузионного насыщения осуществляли ионную чистку в среде Ar при давлении  $p_c = (15 \pm 5)$  Па, температура поверхности образцов при этом не превышала 300 °С. Процесс диффузионного насыщения происходил в трехкомпонентной газовой смеси азо-



**Рис. 1.** Схема экспериментов по азотированию образцов в тлеющем разряде:

*I* — источник питания; 2 — электрод-анод; 3 — образец (катод); 4 — вакуумная камера

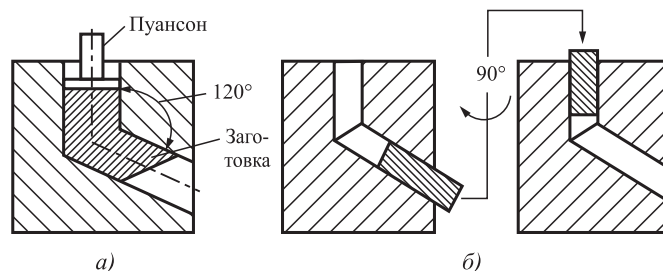
#### Состав рабочей газовой смеси

Номер смеси	Состав, %
1	40 — N <sub>2</sub> , 60 — Ar
2	40 — N <sub>2</sub> , 50 — Ar, 10 — H <sub>2</sub>
3	40 — N <sub>2</sub> , 40 — Ar, 20 — H <sub>2</sub>
4	40 — N <sub>2</sub> , 30 — Ar, 30 — H <sub>2</sub>

та N<sub>2</sub>, аргона Ar и водорода H<sub>2</sub>, с соотношением, представленным в таблице.

УМЗ-структуру в титановом сплаве ВТ6 получали методом равноканального углового прессования (РКУП) по двум режимам (рис. 2, а). В первом режиме заготовку нагревали до температуры 700 °С, затем подвергали двум циклам прессования с углом пересечения каналов 120°, использовали маршрут В<sub>с</sub>, при котором заготовка после каждого прохода поворачивается на 90° по часовой стрелке вдоль своей продольной оси (рис. 2, б). Во втором режиме заготовку нагревали в первом цикле до 960 °С при выдержке 30 мин в печи, в последующих пяти циклах температура прессования составляла 600 °С, угол и маршрут были аналогичны первым режимам.

Микротвердость упрочненного слоя измеряли на косых шлифах (угол наклона поверхности



**Рис. 2.** Метод РКУП [11]:

*а* — схема проведения РКУП; *б* — маршрут В<sub>с</sub>

образцов составлял 6°) на твердомере Struers DuraScan по методу Виккерса. Статическая нагрузка, приложенная к алмазному индентору в течение 10 с, составляла 490,5 мН (50 гс).

Микроструктуру образцов исследовали с использованием оптического микроскопа Olympus GX-51. Для выявления структуры титанового сплава травление шлифа выполняли с использованием травителя состава 10 % HF, 15 % HNO<sub>3</sub>, 75 % H<sub>2</sub>O.

### Результаты исследования и их обсуждение

Термическую обработку титановых сплавов применяют для стабилизации структуры и механических свойств по всему объему материала. На рис. 3 представлен оптический снимок структуры титанового сплава ВТ6 после отжига при температуре 800 °С. После отжига структура представлена мелкими равноосными вытянутыми кристаллами α-фазы со средним размером 8 мкм, β-фаза распределена по границам α-фазы и имеет вытянутую каплевидную и игольчатую форму. В титановом сплаве после двух циклов РКУП образуется фрагментированная структура с вытянутыми первичными α-зернами со средним размером около 7 мкм, объемная доля около 40 % (рис. 3, б). После шести циклов РКУП микроструктура материала значительно изменяется и представляет собой бимодальную структуру, состоящую из мелкодисперсной (α + β)-матрицы с включениями крупных α-кристаллитов со средним размером около 6 мкм, объемная доля около 35 % (рис. 3, в).

Для исследования структуры после азотирования были получены оптические фотографии косых шлифов образцов при различном содержании водорода в рабочей газовой смеси (рис. 4).

Анализ фотографий не показал видимых структурных изменений при низкотемпературном азотировании, границы между твердым раствором α- и β-титана (диффузионной зоны) и основы не наблюдается. Связано это с тем, что азотирование проводили при температурах ниже полиморфного превращения, и при таких температурах структура значительно

не видоизменяется, данный факт подтверждается в работе [12]. При температурах азотирования выше полиморфного превращения происходит выделение из β-твердого раствора α-твердого раствора при охлаждении до нормальной температуры. Металлографически α-твердый раствор, не претерпевший изменения и выделившийся из β-твердого раствора, различаются и наблюдается граница.

В процессе ионного азотирования поверхностный слой насыщается азотом. Движущей силой является градиент давления. Когда азот проникает в поверхность, происходят упругие искажения решетки, что вызывает повышение твердости азотированного слоя. Чем выше концентрация азота, тем

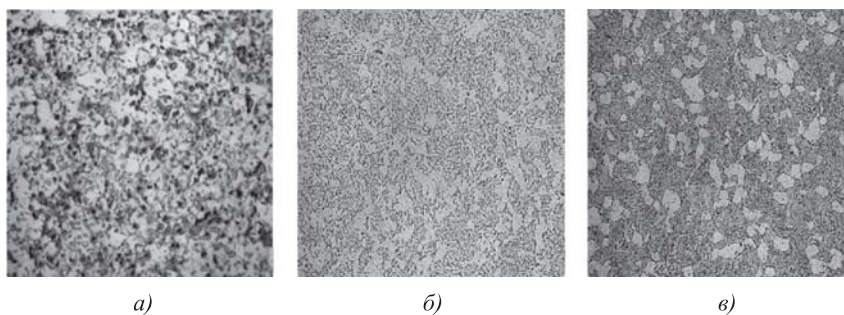


Рис. 3. Микроструктура титанового сплава ВТ6 в исходном состоянии: а — КЗ после отжига; б — УМЗ после двух циклов РКУП; в — УМЗ после шести циклов РКУП

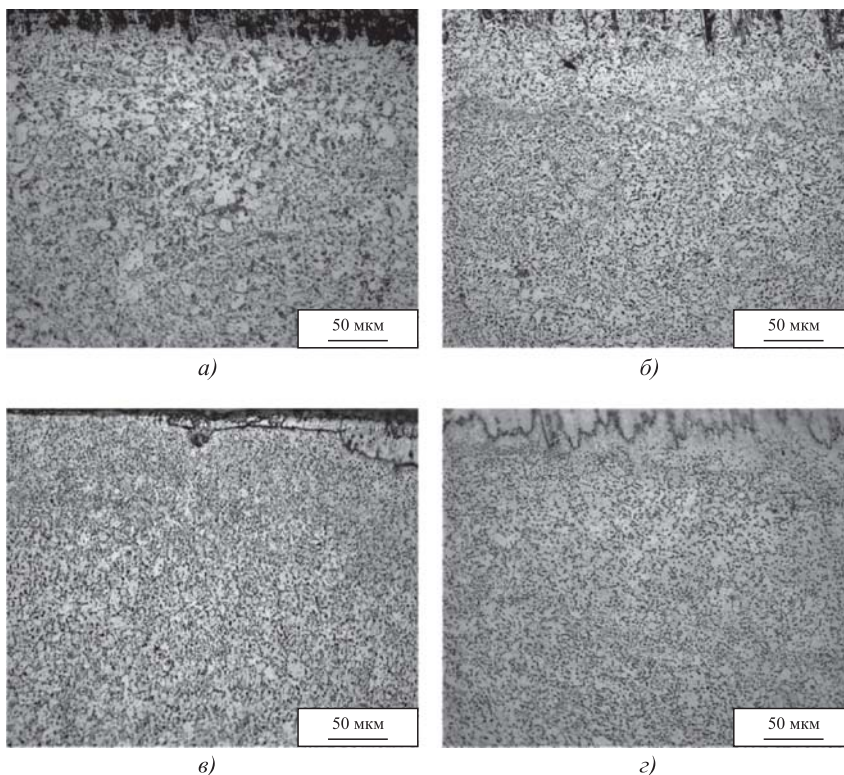


Рис. 4. Косые шлифы образцов после азотирования при содержании водорода, %: а — 0; б — 10; в — 20; г — 30

сильнее искажение и выше твердость. Для оценки влияния содержания водорода на глубину упрочненного слоя и, как следствие, на кинетику его роста, были получены кривые распределения твердости по глубине модифицированного слоя (рис. 5).

Анализ кривых показал, что добавление водорода в газовую смесь приводит к увеличению поверхностной микротвердости со значений 460 HV<sub>0,05</sub> при азотировании без водорода до 530 HV<sub>0,05</sub> при добавлении 20 % водорода. Дальнейшее повышение содержания водорода до 30 % приводит к уменьшению поверхностной микротвердости до 460 HV<sub>0,05</sub>. Вероятно, это связано с тем, что при таком содержании водорода он более активно диффундирует в решетку и занимает поровое пространство, при этом количество азота, которое могут вместить решетки ( $\alpha$  и  $\beta$ ) титана, уменьшается.

Интенсивность диффузии азота в поверхность титанового сплава оценивали скоростью роста упрочненного слоя. На основе результатов измерения микротвердости по глубине модифицированного слоя получена зависимость толщины упрочненного слоя от содержания водорода (рис. 6).

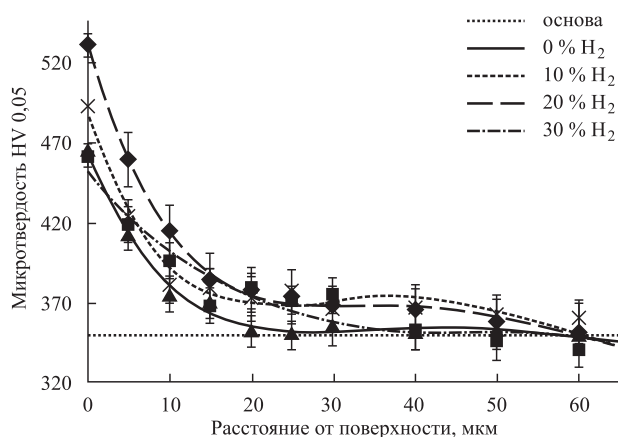


Рис. 5. График зависимостей распределения микротвердости по глубине упрочненного слоя после азотирования при различном содержании водорода

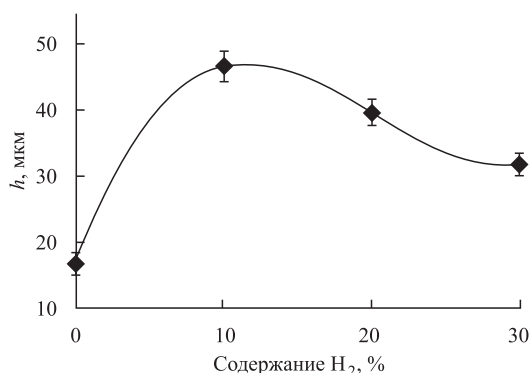


Рис. 6. График зависимости толщины азотированного слоя от содержания водорода в рабочей смеси

Анализ зависимости показал, что с повышением содержания водорода глубина упрочненного слоя увеличивается. Так, при азотировании без водорода толщина упрочненного слоя составляет 17 мкм, а при добавлении 10 % — увеличивается до 45 мкм. Данный факт объясняется несколькими механизмами. Водород связывается с остаточным и распыленным кислородом, тем самым устраняя барьер в виде оксидной пленки. Также в механизме, установленном авторами работы [10], наличие водорода в азотирующей среде приводит к образованию радикалов H<sup>+</sup>, NH<sup>+</sup> и NH<sub>2</sub><sup>+</sup>, которые оказывают каталитическое влияние на кинетику диффузии азота в поверхность титанового сплава.

В связи с тем, что в чистом титане водород является вредной примесью, для оценки влияния добавления водорода в газовую смесь на хрупкость азотированного слоя, согласно методике ВИАМ [13], были исследованы отпечатки индентора после измерения микротвердости (рис. 7).

Анализ отпечатков индентора после измерения микротвердости на расстоянии 10 мкм от поверхности показал, что в случае добавления водорода до 20 % все отпечатки относятся к 1-й группе отпечатков согласно шкале ВИАМ, а при добавлении 30 % — ко 2-й группе. Во всех случаях приведенные отпечатки допустимы.

Известно [1, 14], что формирование УМЗ-структуры повышает скорость роста упрочненного слоя. На основе результатов, полученных на КЗ-образцах, были проазотированны образцы с УМЗ-структурой в газовой смеси с добавлением 10 % водорода. На рис. 8 представлены микроструктуры титанового сплава ВТ6 в УМЗ-состоянии после ионно-плазменного азотирования в тлеющем разряде при температуре 500 °С и содержании водорода 10 %. Анализ изображений микроструктуры показал, что при температуре азотирования 500 °С в материале видимых структурных изменений не наблюдается. Роста зерен и выделения вторичных фаз из ( $\alpha + \beta$ )-области не обнаружено, что сви-

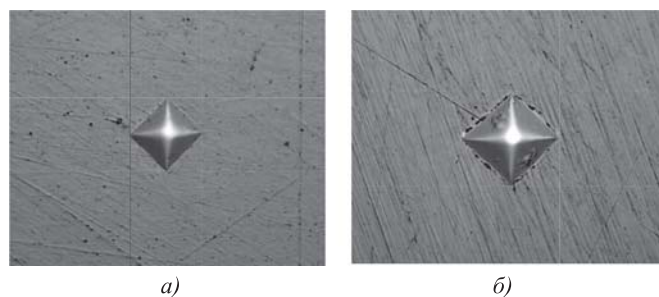
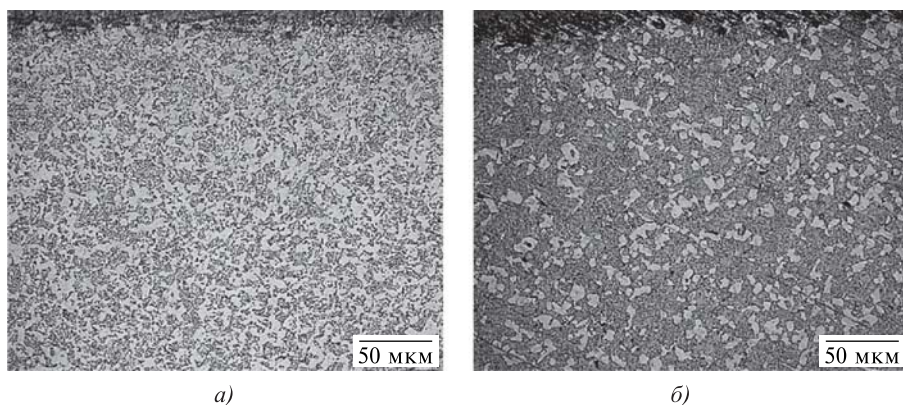


Рис. 7. Отпечатки индентора после измерения микротвердости для определения хрупкости азотированного слоя: а — 10 % H<sub>2</sub>; б — 30 % H<sub>2</sub>



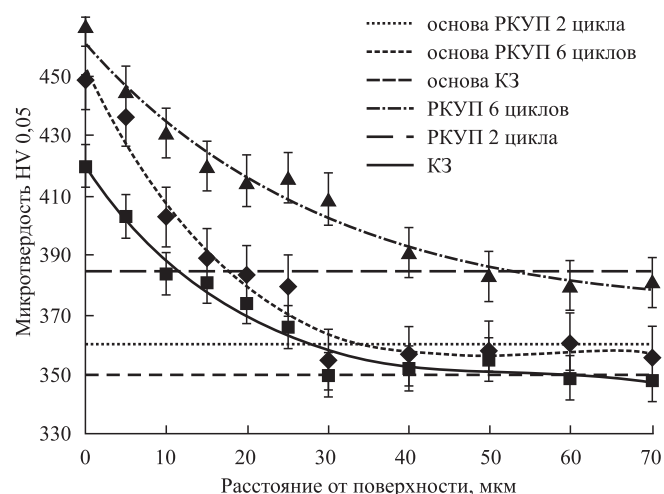


**Рис. 8. Микроструктура титанового сплава ВТ6 с УМЗ-структурой после ионного азотирования в тлеющем разряде при 500 °С:**  
*а* — РКУП два цикла; *б* — РКУП шесть циклов

детельствует о термической стабильности УМЗ-структуры при данной температуре азотирования. Упрочненный слой металлографически не выделяется, отсутствует фазовая граница между диффузионной зоной и основой материала.

Для оценки влияния предварительного структурного состояния титанового сплава на глубину упрочненного слоя были получены кривые распределения твердости по глубине модифицированного слоя (рис. 9).

Формирование УМЗ-структуры привело к повышению поверхностной микротвердости после азотирования на 10 %. Глубина упрочненного слоя увеличилась на 30 %, связано это с тем, что диффузия азота протекает в основном по границам зерен, а в УМЗ-структуре присутствует множество границ зерен и других дефектов структуры, которые ускоряют процесс диффузии.



**Рис. 9. График зависимостей распределения микротвердости по глубине упрочненного слоя после азотирования при различном содержании водорода**

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Farokhzadeh K., Qian J., Edrisy A. Effect of SPD surface layer on plasma nitriding of Ti–6Al–4V alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 589. P. 199–208.
2. Будилов В.В. и др. Технология ионного азотирования титанового сплава ВТ6 с применением эффекта полого катода // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2014. № 8. С. 37–39.
3. Valiev R.Z., Murashkin M.Y., Semenova I.P. Grain boundaries and mechanical properties of ultrafine-grained metals // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010. Vol. 41. No. 4. P. 816–822.
4. Мухин В.С., Рамазанов К.Н., Ишмухаметов Д.З. Упрочнение поверхности сталей и титановых сплавов путем создания макронеоднородной структуры при азотировании в тлеющем разряде // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2010. № 10. С. 32.
5. Vacci T. et al. Surface engineering and chemical characterization in ion-nitrided titanium and titanium alloys // *Journal of Materials Science*. 1990. Vol. 25. No. 10. P. 4309–4314.
6. Li X. et al. Effect of N<sub>2</sub>/Ar gas flow ratios on the nitrided layers by direct current arc discharge // *Materials Letters*. 2008. Vol. 62. No. 2. P. 226–229.
7. Золотов И.В., Рамазанов К.Н. Влияние азотирования в тлеющем разряде с полым катодом на структуру и свойства поверхности титановых сплавов ВТ6 и ВТ3-1 // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2016. Т. 20. № 2 (72).
8. Смолякова М.Ю., Вершинин Д.С. Исследование влияния состава газовой смеси при низкотемпературном азотировании на структуру и свойства титана // *Перспективные материалы*. 2011. № 12. С. 478–482.
9. Lakshmi S.G., Arivuoli D., Ganguli B. Surface modification and characterisation of Ti–Al–V alloys // *Materials Chemistry and Physics*. 2002. Vol. 76. No. 2. P. 187–190.
10. Tamaki M., Tomii Y., Yamamoto N. The role of hydrogen in plasma nitriding: Hydrogen behavior in the titanium nitride layer // *Plasmas & ions*. 2000. Vol. 3. No. 1–4. P. 33–39.
11. Семенова И.П., Рааб Г.И., Валиев Р.З. Наноструктурные титановые сплавы: новые разработки и перспективы применения // *Российские нанотехнологии*. 2014. Т. 9. № 5–6. С. 84–95.
12. Панайоти И.А., Соловьев Г.В. Ионное азотирование стареющих ( $\alpha + \beta$ )-сплавов титана // *МиТОМ*. 1996. № 5. С. 28–31.
13. Прусаков Б., Крукович М., Сизов И. Пластичность борированных слоев. Litres, 2018.
14. Ge L. et al. Influence of the surface nanocrystallization on the gas nitriding of Ti–6Al–4V alloy // *Applied Surface Science*. 2013. Vol. 286. P. 412–416.



УДК 621.9.025

**А.А. Верещака**

(Московский государственный технический университет "СТАНКИН"),

**В.П. Табаков**

(Ульяновский государственный технический университет)

E-mail: vpt1947@yandex.ru

## Процессы трещинообразования в многослойных покрытиях с наноструктурными функциональными слоями в процессе резания

*Представлены результаты исследований процессов трещинообразования в многослойных покрытиях с наноструктурным износостойким слоем. Описаны типы трещин, возникающих в покрытии в процессе резания, и характер разрушения наноструктурированного износостойкого слоя.*

**Ключевые слова:** многослойное покрытие, износостойкий слой, нанослой, нанослойная структура, трещины, деламинация, работоспособность, твердосплавный инструмент.

*The results of cracking in multilayer coatings with nanostructured wear-resistant layer are presented. The types of cracks that occur in the coating during the cutting process and the fracture pattern of the nanostructured wear-resistant layer are described.*

**Keywords:** multilayer coating, wear-resistant layer, nanolayer, nanolayer structure, cracks, delamination, serviceability, carbide tool.

### Введение

Для разработки новых составов и конструкций износостойких покрытий необходимы данные по механизмам их разрушения на контактных площадках режущего инструмента в процессе резания. Вопросы разрушения износостойких покрытий в процессе резания рассмотрены во многих работах [1–8]. Показано, что в условиях непрерывного [2–4] и прерывистого резания [3, 5, 6] разрушение покрытий происходит за счет образования в них трещин. Выявлены типы трещин и причины их образования и методы снижения интенсивности процессов трещинообразования [2, 3]. Однако данные исследования касались в основном однослойных и многослойных покрытий, имеющих монолитную структуру. Появление в последние годы однослойных и многослойных покрытий с нанослойной структурой [9–11] вызывает необходимость проведения дальнейших исследований в этой области.

**Цель работы** — исследование процессов трещинообразования многослойных покрытий с функциональными слоями, имеющими нанослойную структуру.

### Методика проведения экспериментальных исследований

Исследовали многослойные покрытия с верхним износостойким слоем, имеющим нанослойную структуру,  $Zr-ZrN-(Zr, Al, Si)N$ ,  $Zr-ZrN-(Zr, Cr, Al)N$  и  $Ti-TiN-(Ti, Al, Si)N$  в сравнении с однослойным покрытием  $TiN$ , которые наносили на твердосплавные пластины  $TiC-WC-Co$ . Исследования проводили при точении заготовок из стали 45 при подаче  $s = 0,2$  мм/об, глубине резания  $t = 1,0$  мм и скоростях резания  $v = 200, 250$  и  $300$  м/мин. Микроструктуру и характер разрушения многослойных покрытий изучали на поперечных шлифах твердосплавных пластин с покрытием с использованием растрового (сканирующего) электронного микроскопа (РЭМ) FEI Quanta 600 FEG, имеющего катод полевой эмиссии и интегрированную приставку энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора EDAX.

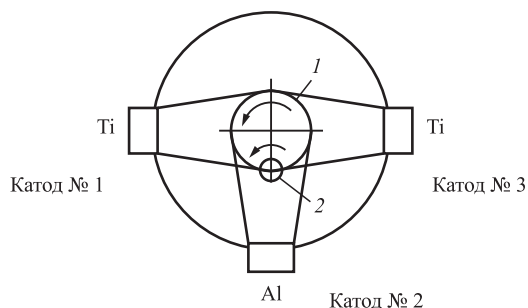
### Результаты исследований и их обсуждение

Исследовали многослойные покрытия с верхним износостойким слоем, имеющим нанослой-

ную структуру,  $Zr-ZrN-(Zr, Al, Si)N$ ,  $Zr-ZrN-(Zr, Cr, Al)N$  и  $Ti-TiN-(Ti, Al, Si)N$ . Архитектуру многослойных покрытий выбирали в соответствии с положениями, изложенными в работах [12–14]. Согласно данным положениям верхний слой многослойного покрытия обеспечивает максимальное снижение эквивалентных напряжений, повышает формоустойчивость режущего клина инструмента, что в конечном итоге приводит к росту времени работы инструмента до начала образования в покрытии трещин. В наибольшей степени данному требованию отвечают многоэлементные, в частности, трехэлементные нитридные покрытия, которые и были выбраны в качестве верхних слоев покрытия. Нижележащий слой, в качестве которого были выбраны одноэлементные нитридные покрытия, обеспечивает в данной архитектуре функцию сдерживания распространения трещин вглубь покрытия. Прочность адгезии с инструментальной основой обеспечивают слои чистых металлов.

Формирование нанослойной структуры рассмотрим на примере покрытия  $Ti-TiN-(Ti, Al, Si)N$ , архитектура которого включала в себя три слоя: верхний износостойкий  $(Ti, Al, Si)N$ , имеющий нанослойную структуру, переходный  $TiN$  и адгезионный  $Ti$ . Микроструктура данного покрытия представлена на рис. 1. Ввиду малой толщины адгезионного слоя (20...50 нм) он не просматривается на фотографии при использовании изображений СЭМ, однако хорошо виден на изображении ПЭМ (рис. 1, б, см. обложку).

Износостойкий слой  $(Ti, Al, Si)N$  наносили с использованием двух катодов из титана  $Ti$ , расположенных противоположно друг другу, и катода из алюминия  $Al$  (98,3 % ат. +  $Si$  1,0 % ат.) с системой фильтрации капельной фазы на установке ВИТ-2 (рис. 2). Нанослойная структура износостойкого слоя образуется в результате планетарного вращения твердосплавных пластин в камере



**Рис. 2. Компонентная схема нанесения износостойкого слоя  $(Ti, Al, Si)N$ :**

1 — стол; 2 — технологическая оснастка с твердосплавными пластинами

установки — вращения вокруг оси стола установки 1 и вокруг своей оси 2 (см. рис. 2).

Каждый нанослой данной структуры формируется при последовательном прохождении пластин через зону преимущественной конденсации  $Ti$  или  $Al$  (зоны катодов № 1, 2 и 3). При прохождении твердосплавными пластинами области преимущественной конденсации компонентов, распыляемых катодом из  $Ti$  (катоде № 1 и 3) формируется более толстый нанослой, содержащий  $Ti$ , толщина которого составляет 56,8 нм (см. рис. 2). При этом четкой дифференциации между областями преимущественной конденсации катодов № 1 и 3 не наблюдается. Распыляемый катодом № 2 алюминий присутствует во всем объеме камеры и, соответственно, в составе всех нанослоев покрытия.

При прохождении твердосплавных пластин через зону преимущественной конденсации алюминия формируется нанослой, насыщенный алюминием, толщиной 20,5 нм. При этом твердосплавные пластины 2 (см. рис. 2), проходя через зону преимущественной конденсации алюминия, делают несколько оборотов вокруг своей оси, что приводит к формированию субнанослоев различной толщины, соответственно 5,8 и 3,7 нм (рис. 3, см. обложку). Количество субнанослоев в данном нанослое зависит от частоты вращения твердосплавных пластин вокруг своей оси за время прохождения насыщенной алюминием области. Таким образом, за один полный оборот стола формируется бинарная система из нанослоя большей толщины с большим содержанием титана и пониженным содержанием алюминия, и нанослоя меньшей толщины с большим содержанием алюминия и меньшим титана.

Аналогичная структура износостойкого слоя формируется и для покрытий  $Zr-ZrN-(Zr, Al, Si)N$  и  $Zr-ZrN-(Zr, Cr, Al)N$ .

Исследовали влияние нанослойной структуры износостойкого слоя на характер разрушения многослойных покрытий в процессе резания. Исследования показали, что процесс трещинообразования в однослойных покрытиях  $TiN$  характеризуется образованием поперечных трещин (рис. 4), которые со временем трансформируются в сквозные трещины, проходящие через покрытие и прорастающие в твердосплавную основу. Причиной их образования являются высокие эквивалентные напряжения, действующие у вершины режущего клина инструмента на участке пластического контакта. Данные напряжения вызывают упругопластические прогибы режущего клина инструмента, которые приводят к образованию поперечных трещин [3, 13]. Действие эквивалентных напряжений на участке упругого контакта наряду с адгезионными процессами приводит

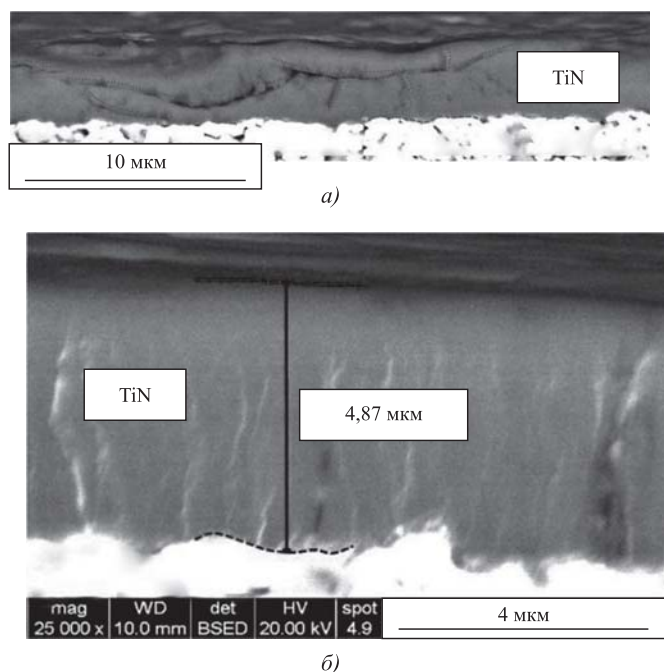


Рис. 4. Образование трещин (а) и микроструктура (б) покрытия TiN

ния таких покрытий сопровождается образованием трех типов трещин: поперечные трещины, продольные трещины и деляминации (расслоения) между нанослоями или функциональными слоями покрытия.

Установлено три возможных механизма роста поперечных трещин. Первый — поперечная трещина, зарождающаяся на поверхности износостойкого слоя, проходит через функциональные слои многослойного покрытия и, не изменяя своего направления, прорастает в твердосплавную основу, подобно тем, что имели место для покрытий TiN (рис. 5).

Второй — развитие поперечной трещины тормозится границами нанослоев износостойкого слоя или функциональных слоев многослойного покрытия. При этом поперечная трещина может затормозить свое движение, трансформируясь в продольную трещину (рис. 6, а), или, периодически трансформируясь в продольные трещины при прохождении через нанослои износостойкого слоя, продолжает свой рост через покрытие (рис. 6, б).

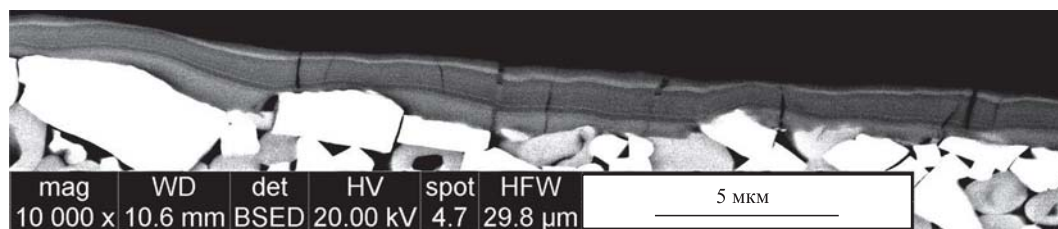


Рис. 5. Пример сквозной поперечной трещины в покрытии Ti—TiN—(Ti, Cr, Al)N

к усталостным процессам в материале покрытия, в результате которых образуются трещины на участке упругого контакта стружки с передней поверхностью.

С течением времени работы твердосплавных пластин в покрытии возникают продольные трещины (рис. 4, а); наряду с поперечными трещинами они способствуют вырывам фрагментов покрытия, которые уносятся сходящей стружкой. Причиной образования продольных трещин являются усталостные процессы, вызванные знакопеременными нагрузками на материал покрытия в результате образования и разрыва мостиков схватывания на передней поверхности инструмента. Такой характер развития трещин в покрытии TiN объясняется монокристаллической структурой покрытия (рис. 4, б).

Наличие нанослойной структуры износостойкого слоя многослойного покрытия существенно влияет на процесс трещинообразования в покрытии. Установлено, что процесс трещинообразова-

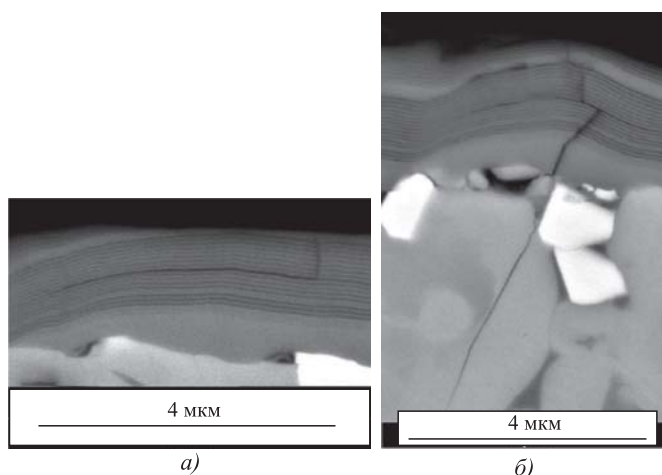


Рис. 6. Трансформация поперечных трещин в покрытии Zr—ZrN—(Zr, Cr, Al)N:

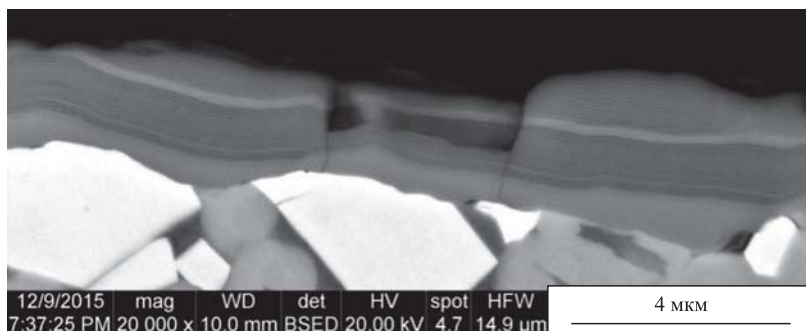
а — полная трансформация с остановкой развития; б — частичная трансформация с продолжением развития

Образование продольных трещин возможно по двум вариантам. Первый — образование продольных трещин в результате трансформации поперечных трещин при их прохождении через границы нанослоев износостойкого слоя и функциональных слоев многослойного покрытия. В случае достаточной прочности адгезионных и когезионных связей в нанослоях износостойкого слоя и функциональных слоев многослойного покрытия процесс роста образовавшейся продольной трещины может затормозиться и, как было сказано выше, может произойти ее остановка (см. рис. 6, а). С другой стороны, при близко расположенных поперечных трещинах продольная трещина такого типа может прорасти до берега соседней поперечной трещины (рис. 7) и вызвать вырыв фрагмента износостойкого слоя.

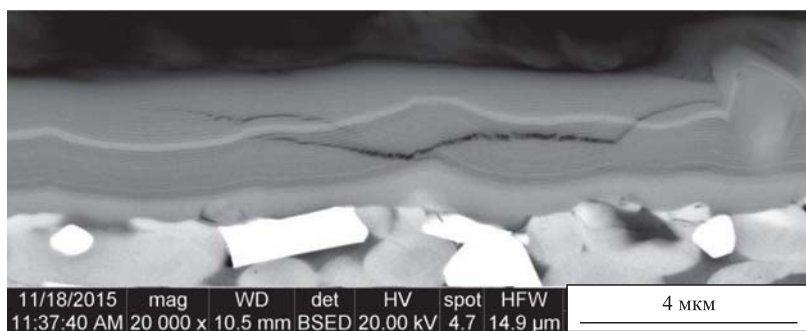
Второй вариант — образование продольных трещин в результате действия усталостных процессов, вызванных циклическим нагружением материала износостойкого слоя при образовании и разрушении мостиков схватывания. Пример такой трещины представлен на рис. 8.

Деламинации (расслоения) по границам нанослоев или функциональных слоев многослойного покрытия образуются при трансформации поперечных трещин в продольные в случае недостаточной прочности адгезионных и когезионных связей между нанослоями износостойкого слоя и функциональных слоев многослойного покрытия. В результате формируются достаточно обширные внутренние деламинации по границам нанослоев или функциональных слоев (рис. 9, см. обложку) без выхода или с выходом их на поверхность износостойкого слоя. При этом выход таких деламинаций на поверхность износостойкого слоя может привести к вырыву фрагментов слоя и удалению их сходящей стружкой.

Деламинации в структуре многослойного покрытия могут возникнуть также за счет усталостных процессов, связанных со знакопеременными нагрузками при образовании и разрушении мостиков схватывания между материалами стружки и износостойкого слоя. Формированию таких деламинаций способствуют различные дефекты в структуре многослойного покрытия (например, микрокапли или микропоры), играющие роль концентраторов напряжений. Пример формирования таких деламинаций при наличии в структуре покрытия микрокапли показан на рис. 10 (см. обложку).



**Рис. 7.** Формирование продольной трещины в износостойком слое покрытия  $Zr-ZrN-(Zr, Cr, Al)N$  как следствие формирования продольной трещины между двумя поперечными трещинами



**Рис. 8.** Формирование продольных трещин в износостойком слое покрытия  $Zr-ZrN-(Zr, Cr, Al)N$

Как видно, наличие микрокапли привело к искажению структуры износостойкого слоя и вызвало образование деламинаций в нанослоях и на границе функциональных слоев. Аналогичный механизм формирования деламинаций проявляется при наличии микропор в структуре покрытия. Следует отметить и некоторую относительно положительную роль межслойных деламинаций как фактора торможения поперечных трещин. Как видно из рис. 9, поперечные трещины тормозятся на границе износостойкого и промежуточного слоев и не проходят в промежуточный слой TiN.

По мере работы твердосплавных пластин формирование поперечных и продольных трещин и деламинаций приводит к образованию сетки трещин, которая способствует разрушению износостойкого слоя, а в дальнейшем и покрытия в целом (рис. 11).

Анализ процессов трещинообразования в однослойных покрытиях и многослойных покрытиях с износостойким слоем, имеющим нанослойную структуру, позволяет сделать заключение о существенном различии их развития. Процесс трещинообразования в многослойных покрытиях, имеющих нанослойные функциональные слои, имеет более сложный характер по сравнению с монолитными покрытиями. В то же время наличие границ

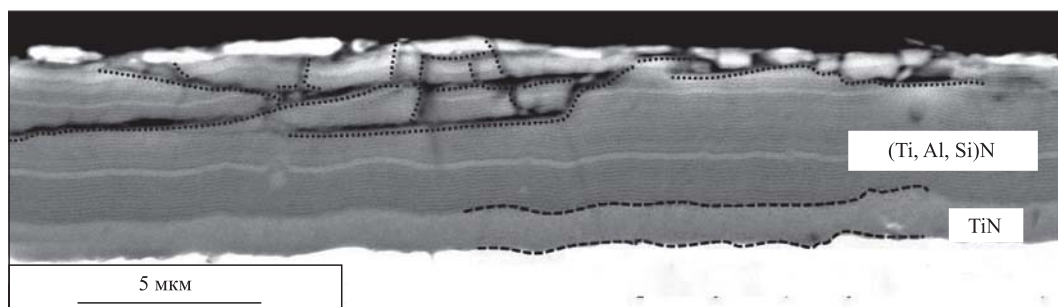


Рис. 11. Формирование сетки трещин в износостойком слое покрытия Ti—TiN—(Ti, Al, Si)N

между нанослоями и функциональными слоями, наличие деламинаций, которые отсутствуют в монолитных покрытиях, являются причинами торможения поперечных трещин, что снижает интенсивность протекания процессов развития трещин. Все это позволяет говорить о большей эффективности многослойных покрытий с нанослойными функциональными слоями.

Для оценки эффективности твердосплавных пластин с многослойными покрытиями, имеющими нанослойную структуру износостойкого слоя, провели стойкостные испытания при токарной обработке заготовок из стали 45. Результаты данных исследований представлены на рис. 12. Установлено, что применение многослойных покрытий с наноструктурированным износостой-

ким слоем повышает период стойкости твердосплавных пластин по сравнению с однослойным покрытием TiN в 1,85...2,30 раза в зависимости от скорости резания и архитектуры покрытия.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
2. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.
3. Табаков В.П., Григорьев С.Н., Верещака А.С. Принципы формирования и технологии нанесения износостойких покрытий режущего инструмента. Ульяновск: УлГТУ, 2012. 196 с.
4. Табаков В.П. Влияние состава износостойкого покрытия на контактные, тепловые процессы и изнашивание режущего инструмента // СТИН. 1997. № 10. С. 20—24.
5. Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В. Механизм разрушения износостойких покрытий режущего инструмента в процессе резания // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 6. С. 41—45.
6. Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В. Оценка формоустойчивости режущего клина инструмента с износостойким покрытием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 5. С. 37—41.
7. Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В. Трещиностойкость двухэлементных ионно-плазменных покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 12. С. 15—19.
8. Табаков В.П., Чихранов А.В., Тулисов А.И. Оценка трещиностойкости трехэлементных нитридных покрытий режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3. С. 11—17.
9. Vereschaka A., Tabakov V., Grigoriev S. et al. Investigation of wear and diffusion processes on rake faces of carbide inserts with Ti—TiN—(Ti, Al, Si)N composite nanostructured coating // Wear. 2018. No. 416—417. P. 72—80.
10. Vereschaka A., Tabakov V., Grigoriev S. et al. Investigation of wear dynamics of cutting tools with multilayer composite nanostructured coatings in turning constructional steel // Wear. 2019. No. 420—421. P. 17—37.
11. Vereschaka A., Tabakov V., Grigoriev S. et al. Effect of adhesion and the wear-resistant layer thickness ratio on

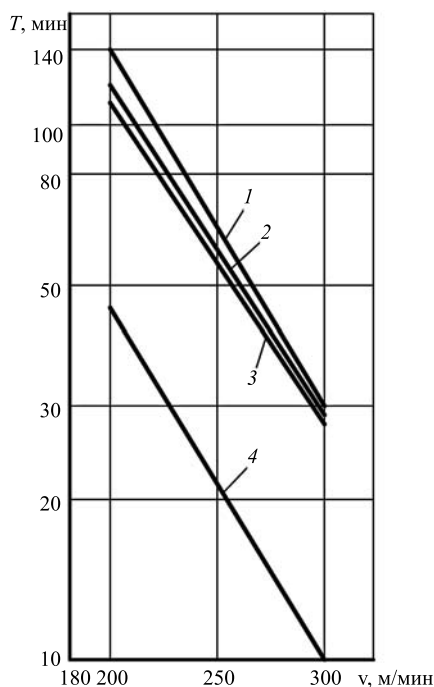


Рис. 12. Влияние скорости резания  $v$  на период стойкости  $T$  твердосплавных пластин с многослойными покрытиями:

1 — TiN; 2 — Zr—ZrN—(Zr, Cr, Al)N; 3 — Ti—TiN—(Ti, Al, Si)N; 4 — Zr—ZrN—(Zr, Al, Si)N

mechanical and performance properties of ZrN — (Zr,Al,Si) N coatings // Surface & Coatings Technology. No. 357. 2019. P. 218—234.

12. **Табаков В.П., Верещака А.С., Верещака А.А., Батако А.Д.** Методологические подходы к формированию многослойных покрытий на режущем инструменте // Вестник машиностроения. 2015. № 9. С. 82—88.

13. **Табаков В.П.** Принципы формирования многослойных покрытий режущего инструмента с учетом

функционального назначения его слоев и контактных характеристик процесса резания // Вестник РГТУ имени П.А. Соловьева. 2017. № 2 (41). С. 205—213.

14. **Табаков В.П., Худобин Л.В.** Повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем направленного выбора механических свойств слоев многослойного покрытия с учетом функциональных параметров процесса резания // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. № 9. С. 414—416.

УДК 621.762

**В.Т. Сеньют, П.А. Витязь, И.В. Валькович**

(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск),

**М.Л. Хейфец**

(ГНПО "Центр" НАН Беларуси, г. Минск),

**А.Г. Колмаков**

(Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, г. Москва)

E-mail: vsenyut@tut.by

## Влияние нано- и микроструктурного кубического нитрида бора на структуру и микротвердость термобарически обработанного самофлюсующегося сплава ПГ-СР4\*

*Исследовано влияние добавок нано- и микроструктурного кубического BN (cBN) на структуру и микротвердость самофлюсующегося сплава ПГ-СР4, спеченного в условиях высокого давления. Установлено, что материал, содержащий наноструктурный cBN, характеризуется наиболее высокой микротвердостью по сравнению с самофлюсующимся сплавом с добавкой микроструктурного cBN и сплавом без добавок cBN. Рост температуры термобарической обработки свыше оптимальных значений, соответствующих области стабильности cBN, приводит к уменьшению микротвердости материала за счет обратного фазового превращения нано- и микроструктурного cBN в графитоподобную модификацию BN.*

**Ключевые слова:** микро- и наноструктурный кубический BN, термобарическая обработка, микротвердость, высокие давления и температуры, самофлюсующийся сплав.

*The effect of the additions of nano- and microstructured cubic BN (cBN) on the structure and microhardness of PG-SR4 self-fluxing alloy sintered under high pressure is studied. It is established that the material containing nanostructured cBN is characterized by the highest microhardness compared to self-fluxing alloy with the addition of microstructured cBN and alloy without the cBN additions. Increase in the temperature of thermobaric treatment above the optimal values corresponding to the stability region of cBN leads to decrease in the microhardness of the material due to the reverse phase transformation of nano- and microstructured cBN into graphite-like modification of BN.*

**Keywords:** micro- and nanostructured cubic BN, thermobaric treatment, microhardness, high pressures and temperatures, self-fluxing alloy.

### Введение

Создание современных машин и механизмов, содержащих тяжело нагруженные узлы трения,

ставит задачу получения новых композиционных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками. Высоким требованиям к физико-механическим и защитным свойствам рабочих поверхностей и трибосопряжений соответствуют композиционные материалы и покрытия с гетерогенной структурой на основе непрерывной металлической матрицы и распределенными в ней упрочняющими включениями микро- и

\* Исследования поддержаны грантом БРФФИ-РФФИ по проекту Т16Р-176.

наночастиц материалов с более высокой твердостью. Указанная структура подчиняется принципу Шарпи, в соответствии с которым наиболее твердые структурные составляющие с низким коэффициентом трения расположены в виде отдельных изолированных частиц в вязкой сплошной матрице. Такая структура обеспечивает высокие физико-технические параметры и эксплуатационные свойства, предъявляемые к триботехническим материалам и покрытиям [1].

Самофлюсующиеся никелевые сплавы системы Ni—Cr—B—Si нашли широкое применение в технологиях нанесения износостойких покрытий для восстановления и упрочнения деталей трибосопряжений при повышенных контактных нагрузках и температурах [2].

Входящие в состав сплава флюсующие элементы бор и кремний способствуют снижению температуры плавления и раскислению металлической поверхности детали с формированием прочных диффузионных связей между материалами покрытия и подложки при оплавлении напыленного покрытия. Так, покрытия из порошков самофлюсующихся сплавов, нанесенные газопламенным методом с оплавлением, имеют высокие физико-механические характеристики: предел прочности до 400...500 МПа, твердость 25...64 HRC, низкий коэффициент трения, высокую износ- и коррозионную стойкость [3, 4].

Наиболее известным и распространенным методом увеличения износостойкости самофлюсующихся сплавов является создание композиционных материалов при помощи упрочняющих добавок в виде карбидов, боридов и нитридов переходных металлов [5]. Модифицирование твердыми тугоплавкими соединениями позволяет эффективно изменять структуру самофлюсующихся сплавов, способствует ее измельчению и повышению физико-механических, триботехнических и эксплуатационных характеристик материалов на их основе [6].

В качестве модифицирующих добавок для самофлюсующихся сплавов наряду с тугоплавкими нанопорошками  $Al_2O_3$ , SiC,  $TiB_2$ , TiC, WC и т.д. также достаточно эффективно используют одно- и многокарбидные и оксидные СВС-механокомпозиты [7, 8].

В этой связи можно предположить, что использование кубического BN (сBN), обладающего высоким комплексом физико-механических свойств [9], взамен традиционно применяемых добавок тугоплавких соединений позволит значительно увеличить твердость и износостойкость и, соответственно, увеличить срок службы изделий на

основе самофлюсующихся сплавов. Кроме того, BN будет служить источником бора, способствуя формированию упрочняющих фаз боридов хрома и никеля в процессе термообработки.

При этом приложение давления в процессе синтеза материала позволяет предотвратить обратное фазовое превращение сBN в графитоподобную (гексагональную) модификацию BN (hBN) и обеспечивает наилучшие сочетания структурных характеристик и прочностных показателей основы сплава [10].

**Цель работы** — изучение влияния добавок нано- и микроструктурного кубического BN на структуру и микротвердость спеченного под давлением самофлюсующегося сплава ПГ-СР4.

### Материалы и методика исследований

Для основы был использован порошок самофлюсующегося сплава ПГ-СР4 (ГОСТ 21448—75). В качестве добавки первого типа применяли наноструктурный порошок сBN, полученный на основе микропорошка hBN [11]. Порошок с размером частиц сBN 100...200 нм состоит из агрегатов до 1...2 мкм и обладает удельной поверхностью порядка 6 м<sup>2</sup>/г. Второй тип добавки представляет собой микропорошок сBN с зернистостью основной фракции 60/40 мкм и удельной поверхностью порядка 0,8 м<sup>2</sup>/г.

Для термобарической обработки было приготовлено два вида композиционных порошков ПГ-СР4 + сBN соответственно с добавками и нано-, и микроструктурного сBN.

Композиционные порошки ПГ-СР4 + сBN в виде агломерированных частиц получали смешиванием исходных порошков сплава ПГ-СР4 с добавкой нано- или микроструктурного порошка сBN, механоактивацией (МА) порошковой шихты в атриторе, предварительного спекания шихты в защитной атмосфере с последующим диспергированием и рассевом спеченных агломератов по фракциям. Для термобарической обработки использовали фракцию композиционного порошка с размером частиц в диапазоне 100...315 мкм.

Термобарическую обработку композиционных порошков осуществляли в аппарате высокого давления «наковальня с лункой» при давлениях 1,5...2,0 ГПа и температурах 1000...1350 °С в течение 20 с. Вначале осуществляли «холодное» сжатие реакционной шихты, помещенной в специальный контейнер из литографского камня, а затем проводили нагрев шихты под давлением методом прямого пропускания электрического тока.

Исследования шлифов образцов выполняли методом оптической микроскопии на металлографи-



ческом микроскопе «Микро-200» (ОАО «Планар», Беларусь). Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере ПМТ-3 алмазным индентором по шкале Виккерса с нагрузкой на индентор 0,49 Н (50 гс). Внешний вид исходных материалов исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения Miра фирмы Tescan (Чехия) с разрешающей способностью 1,7 нм (при 30 кВ) и 2,0 нм (при 20 кВ), оснащенный рентгеноспектральным микроанализатором EDX X-act. Рентгеновские исследования порошков выполняли на дифрактометре фирмы Bruker D8 ADVANCE в  $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении в автоматическом режиме съемки.

### Результаты исследований и их обсуждение

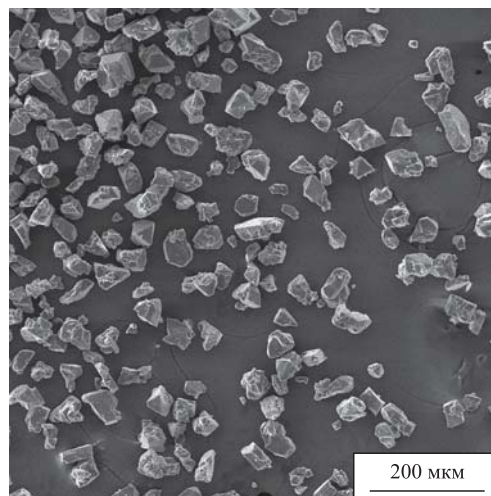
На рис. 1 показан внешний вид исходных порошков микро- и наноструктурного cBN, использованных в качестве модифицирующей добавки при получении композиционных порошков ПГ-CP4 + cBN.

Далее получали композиционные порошки ПГ-CP4 + cBN, технологический процесс приготовления которых включал в себя следующие операции:

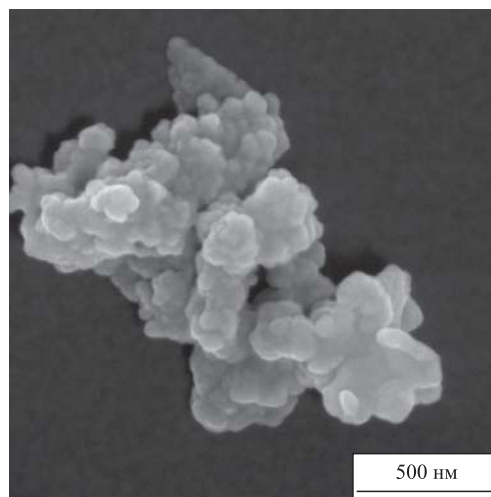
- приготовление шихты, состоящей из порошка самофлюсующегося сплава ПГ-CP4 и добавки cBN с содержанием последнего 2,5...10 % об.;
- МА порошковой шихты в аттриторе;
- спекание порошковой шихты в защитной атмосфере для получения агломератов;
- диспергирование и рассев агломератов композиционных порошков по фракциям.

На рис. 2 представлена структура поверхности образцов из исходного порошка ПГ-CP4 (рис. 2, а) и порошка ПГ-CP4 с добавками нано- (микроструктурного) cBN (рис. 2, б, в) после МА и спекания.

Из представленных на рис. 2 фотографий видно, что наиболее плотной и однородной структурой после МА и спекания обладают спеки из композиционного порошка состава ПГ-CP4 + наноструктурный cBN. Добавка наноструктурного порошка cBN способствует уплотнению порошка самофлюсующегося сплава, что проявляется в большей доле межчастичных контактов по сравнению с исходным порошком ПГ-CP4 без добавки. В процессе МА и спекания частицы наноструктурного cBN равномерно распределяются между частицами самофлюсующегося сплава и закрепляются на их поверхности, приводя к образованию композиционного порошка с плакированной структурой (см. рис. 2, б).



а)



б)

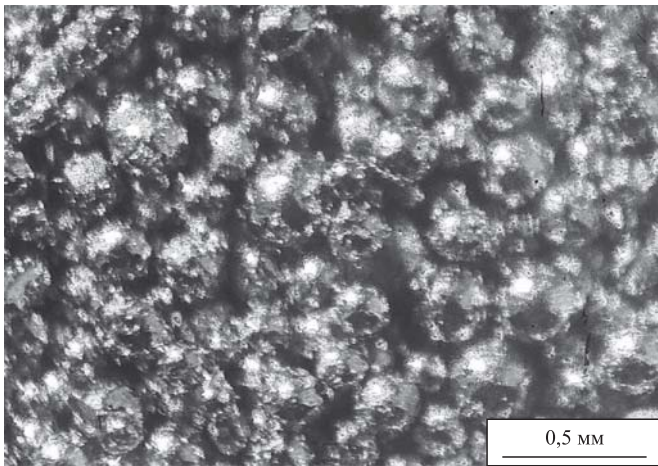
**Рис. 1. Исходные порошки cBN, используемые в качестве добавки:**

а — микропорошок; б — наноструктурный порошок

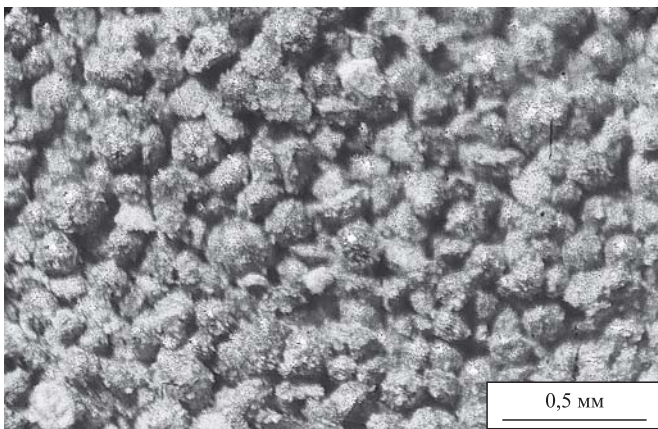
Спеки из композиционного порошка ПГ-CP4 + микроструктурный cBN после МА и спекания (см. рис. 2, в) состоят из агломерированных частиц самофлюсующегося сплава и кристаллов cBN и обладают значительно более пористой и неоднородной структурой дендритного типа по сравнению с образцами без добавки или с добавкой наноструктурного cBN.

Далее спеки с добавкой нано- и микроструктурного cBN диспергировали, а полученные агломераты композиционных порошков рассевали на фракции при помощи ситового метода.

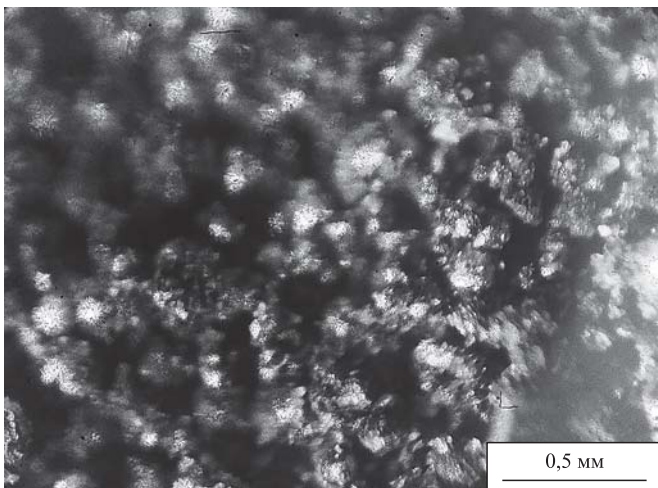
В результате последующего спекания под давлением были получены цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 8 мм, которые затем полировали по торцам алмазной пастой. В процессе приготовления шлифов выяснилось, что



а)



б)



в)

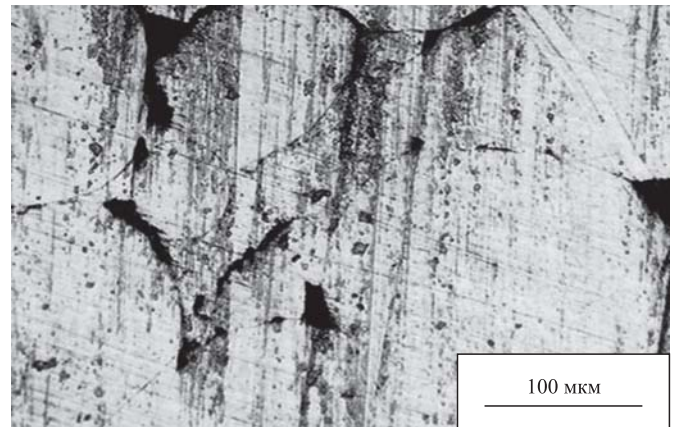
**Рис. 2. Структура поверхности спеков на основе порошка ПГ-СР4 после МА и спекания в защитной атмосфере:**

*а* — исходный порошок ПГ-СР4 без добавок; *б* — композиционный порошок ПГ-СР4 + наноструктурный cBN; *в* — композиционный порошок ПГ-СР4 + микроструктурный cBN

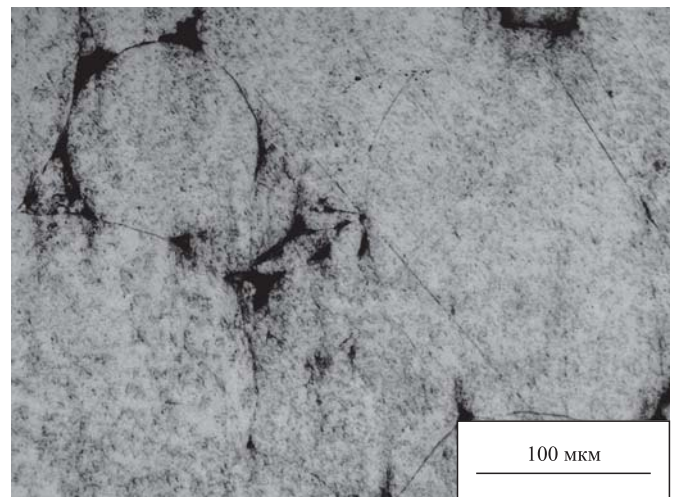
спеченные с добавками cBN образцы обладают достаточно большой хрупкостью, что не позволяет приготовить на них шлифы для проведения исследований. Поэтому в целях снижения хрупкости материала в шихту перед термобарической обработкой дополнительно добавляли порошок исходного сплава ПГ-СР4 той же дисперсности.

На рис. 3 представлены фотографии микроструктуры самофлюсующегося сплава с добавками наноструктурного cBN после термобарической обработки.

Установлено, что основные структурные составляющие спеченного материала — матричный самофлюсующийся сплав на основе твердого раствора Cr в Ni, выделения фазы борида хрома  $Cr_2B$ , а также частицы BN, достаточно равномерно распределенные в матрице.



а)



б)

**Рис. 3. Структура поверхности спеченного под давлением самофлюсующегося сплава ПГ-СР4 + наноструктурный cBN, температура термобарической обработки, °С: *а* — 1100; *б* — 1350**

Для определения температуры начала обратного фазового превращения наноструктурного cBN в графитоподобный BN порошок cBN спекали отдельно без добавок ПГ-CP4 при давлении 2,0 ГПа. Методом рентгеноструктурного анализа было установлено, что в температурном диапазоне 1000...1150 °С образования hBN не происходит, тогда как спекание при температурах выше 1200 °С приводит в зависимости от времени выдержки к его частичной либо полной «графитизации».

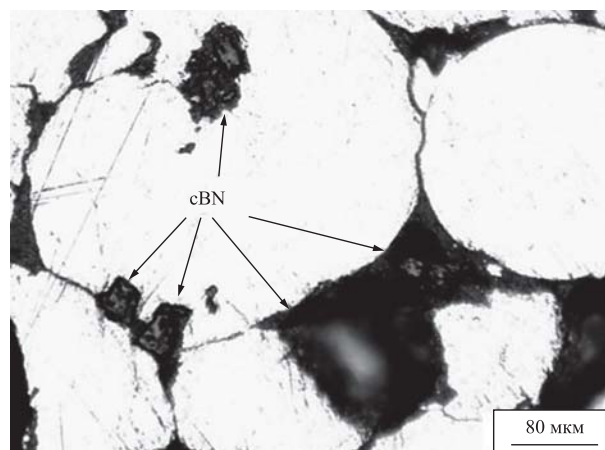
В материале, полученном в условно низкотемпературной области спекания до 1200 °С, частицы cBN достаточно равномерно распределены в матрице и четко выделяются на фоне матричного сплава в виде точечных субмикронных включений темного цвета и отдельных полиэдрических частиц cBN размером 5...10 мкм (рис. 3, а). Частицы микронных размеров могли образоваться в результате рекристаллизации наноструктурного cBN [10].

В образцах материала, спеченных в высокотемпературной области свыше 1200 °С, нитрид бора присутствует в виде более светлых, по сравнению с кубическим BN, частиц размером 5...15 мкм пластинчатой формы, характерной для hBN. Также с увеличением температуры термобарической обработки отмечается рост отдельных частиц сплава ПГ-CP4 свыше 300 мкм.

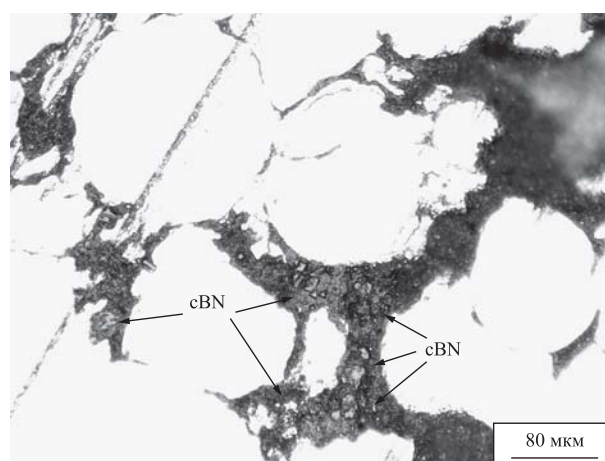
В ходе измерения микротвердости образцов было установлено, что для материала, содержащего наноструктурный cBN в пределах 2,5...3,5 % об., и полученного ниже температуры образования hBN, значения микротвердости на 18...32 % выше, чем для «чистого» сплава без добавки (11,8...13,7 ГПа и 10...10,5 ГПа для ПГ-CP4 + наноструктурный cBN и ПГ-CP4 соответственно). Увеличение концентрации добавки способствует охрупчиванию материала, а рост температуры приводит к снижению микротвердости образцов за счет развивающегося обратного фазового превращения наноструктурного cBN в графитоподобную модификацию. Максимальная микротвердость сплава ПГ-CP4, спеченного под давлением без добавки, на 30 % выше, чем у покрытия из этого же сплава, нанесенного газопламенным способом [12].

На рис. 4 представлены фотографии микроструктуры самофлюсующегося сплава с добавкой микроструктурного cBN после термобарической обработки.

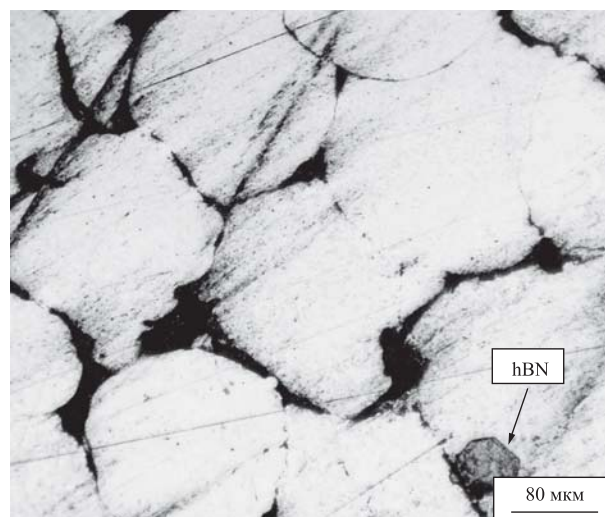
Анализ структуры спеченных образцов показал, что частицы микропорошка cBN находятся в основном по границам частиц самофлюсующегося сплава (рис. 4, а). При этом наряду с частицами cBN исходных размеров в материале присут-



а)



б)



в)

**Рис. 4. Структура поверхности спеченного под давлением самофлюсующегося сплава ПГ-CP4 + микроструктурный cBN:**

а — крупные кристаллы cBN по границам частиц сплава; б — мелкие кристаллы cBN, образованные в результате дробления и рекристаллизации первичных кристаллов cBN; в — частица графитоподобного BN

ствуют более мелкие кристаллы cBN осколочного типа, которые образуются в результате дробления исходных частиц при приложении давления (рис. 4, б). Кроме частиц указанных типов наблюдаются также мелкие (5...8 мкм) кристаллы cBN пирамидального и октаэдрического габитуса, которые могли сформироваться в результате растворения и перекристаллизации первичных кристаллов cBN под давлением из расплава (рис. 4, б) [9].

Так же как и в случае применения добавок наноструктурного cBN, в материале с микроструктурным cBN с ростом температуры образуется графитоподобный BN в виде пластинок характерной гексагональной формы (рис. 4, в).

Максимальные значения микротвердости образцов ПГ-СР4 + микроструктурный cBN находятся в диапазоне 6,4...7,1 ГПа, что в 1,5...2,0 раза ниже, чем для материала, содержащего такое же объемное количество порошка наноструктурного cBN и спеченного в том же температурном интервале.

### Выводы

Результаты проведенных экспериментов показали перспективность использования наноструктурного cBN в качестве модификатора для хромоникелевых сплавов.

Показано, что наноструктурный cBN равномерно распределен в матрице в виде точечных включений и отдельных полиэдрических частиц размером 5...10 мкм, тогда как кристаллы микроструктурного cBN расположены по границам частиц матричного сплава.

В ходе термобарической обработки сплава с добавкой BN в последнем протекает ряд структурных и фазовых превращений: рекристаллизация наноструктурного cBN, дробление крупных кристаллов cBN, образование вторичных кристаллов cBN в результате растворения и перекристаллизации исходного cBN, образование графитоподобного BN.

Микротвердость материала ПГ-СР4 + наноструктурный cBN, взятый в количестве 2,5...3,5 % об., находится в пределах 11,8...13,7 ГПа, что на 18...32 % выше, чем для сплава, не содержащего добавку. Максимальная микротвердость образцов ПГ-СР4 + микроструктурный cBN составляет 6,4...7,1 ГПа, что в 1,5...2,0 раза ниже, чем для образцов ПГ-СР4 + наноструктурный cBN с тем же содержанием наноструктурного cBN.

Увеличение температуры термобарической обработки свыше 1200 °С приводит к уменьшению микротвердости материала за счет развивающегося обратного фазового превращения нано- и микроструктурного cBN в hBN.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Наноалмазы** детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь и др.; под ред. П.А. Витязя. Минск: Беларус. навука, 2013. 381 с.
2. **High-power** pulse processing of thermal coatings based on a self-fluxing alloy and modified by solid high-melting compounds: research and modeling / A. Ph. Ilyushenko et al. // High Temperature Material Processes. 2017. Vol. 21. No. 3. P. 203—223.
3. **Теория** и практика нанесения покрытий / П.А. Витязь и др. Минск: Беларус. навука, 1998. 583 с.
4. **Манойло Е.Д., Онащенко Ф.Е.** Газопламенное нанесение покрытий из самофлюсующихся сплавов — новые аспекты // Инженер-механик. 2012. № 4. С. 6—9.
5. **Кулик А.Я., Борисов Ю.С., Мнухин А.С.** Газотермическое напыление композиционных порошков. Л.: Машиностроение, 1985. 197 с.
6. **Исследование** износостойкости и антифрикционных свойств газотермических покрытий на основе сплава NiCrBSi, модифицированных твердыми тугоплавкими соединениями и импульсными высокоэнергетическими воздействиями / А.Ф. Ильюшенко, А.И. Шевцов, В.М. Асташинский и др. // Порошковая металлургия. 2018. Вып. 41. С. 221—228.
7. **Ляхов Н.З., Талако Т.Л., Григорьева Т.Ф.** Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе. Новосибирск: Параллель, 2008. 168 с.
8. **Собачкин А.В., Назаров И.В., Яковлев В.И.** Морфология покрытий из многокомпонентных, предварительно механоактивированных порошков СВС-композитов // Обработка металлов. 2012. № 3 (56). С. 141—144.
9. **Голубев А.С., Курдюмов А.В., Пилянкевич А.Н.** Нитрид бора. Структура, свойства, получение. Киев: Наук. думка, 1987. 200 с.
10. **Получение** алюмоматричного композиционного материала, модифицированного наноструктурным кубическим нитридом бора / П.А. Витязь, В.Т. Сенють, М.Л. Хейфец и др. // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2018. Т. 63. № 3. С. 271—279.
11. **Synthesis** of polycrystalline cubic boron nitride from hexagonal boron nitride after mechanical activation and modification with aluminum / V.T. Senyut, P.A. Vityaz, S.A. Kovalyova et al. // Inorganic Materials: Applied Research. 2016. Vol. 7. No. 1. P. 53—57.
12. **Манойло Е.Д., Онащенко Ф.Е.** Эволюция газопламенного нанесения покрытий из самофлюсующихся сплавов // Порошковая металлургия в Беларуси: вызовы времени: сб. науч. ст. / НАН Беларуси, ГНПО порошковой металлургии; редкол.: А.Ф. Ильюшенко (гл. ред.) и др. Минск: Беларуская навука, 2017. С. 303—318.



## Указатель статей, опубликованных в журнале в 2019 г.

### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Астапов И.А., Ершова Т.Б., Власова Н.М., Кириченко Е.А., Кулик М.А.** Получение и исследование многофазных композиционных материалов на основе системы Ti—Al—SiC ..... № 10
- Барзов А.А., Галиновский А.Л., Проваторов А.С.** Информационно-физический механизм ультрагидроструйной диагностики качества функциональных покрытий ..... № 2
- Будиновский С.А., Смирнов А.А., Матвеев П.В., Чубаров Д.А.** Разработка теплозащитного покрытия для охлаждаемых лопаток турбины высокого давления из никелевого монокристаллического сплава ВЖМ5У ..... № 5
- Бутенко В.И., Шаповалов Р.Г.** Роль технологической совместимости в создании эффективных покрытий и слоев на поверхностях деталей машин ..... № 11
- Веселовский А.А.** Нанесение коррозионно-стойких диффузионных покрытий с использованием отвальных конверторных никелевых шлаков ..... № 1
- Гадалов В.Н., Алымов Д.С., Макарова И.А., Ельников Е.А.** Изучение порошков титановых сплавов, полученных электроэрозионным диспергированием отходов металлообработки ..... № 5
- Гурьянов Г.Н.** Взаимосвязь угла рабочего конуса волоки и коэффициента вытяжки при минимальной силе волочения проволоки из разных материалов ..... № 7
- Гурьянов Г.Н., Гурьянов Н.Г.** Оптимальное значение дельта-критерия формы очага деформации при волочении круглого сплошного профиля из материала с разными кривыми упрочнения ..... № 9
- Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В.** Влияние угла рабочего конуса волоки на осевое напряжение, запас прочности и прирост средней температуры в проходе волочения проволоки ..... № 1
- Гусаров А.В., Седлецкая С.Э., Семенов Э.И.** Совершенствование измерителя толщины газоплазменных упрочняющих покрытий на деталях машин ..... № 4
- Давыдов В.М., Гимадеев М.Р., Никитенко А.В., Сарыгин А.В.** Формирование параметров шероховатости на основе корреляционных связей при чистовом фрезеровании пространственно-сложных поверхностей ..... № 6
- Дьяконов А.А., Шадрин Н.В., Соколова М.Д., Федоров А.Л., Слепцова С.А., Охлопкова А.А.** Двухслойный композиционный материал на основе эластомера и сверхвысокомолекулярного полиэтилена ..... № 10
- Зайдес С.А.** От пластического отпечатка при внедрении рабочего инструмента к созданию новых процессов отделочно-упрочняющей обработки ..... № 9

- Кадошников В.И., Дема Р.Р., Куликова Е.В., Андросенко М.В., Нефедьев С.П.** Получение сталемедной проволоки пропуском стального сердечника через расплав ..... № 1
- Козырев Н.А., Усольцев А.А., Крюков Р.Е., Михно А.Р., Белов Д.Е.** Прогнозирование свойств новой порошковой проволоки на основе пыли газоочистки феррохрома ..... № 3
- Крюков С.А., Шумячер В.М., Байдакова Н.В.** Улучшение функциональных свойств шлифовальных кругов путем их термообработки и импрегнирования ..... № 8
- Лебедев В.А., Штынь С.Ю., Чернега Ю.Г., Занин А.А.** Энергетическая модель обеспечения качества покрытий в вибрационных технологических системах ..... № 5
- Макиенко В.М., Атеняев А.В., Лукьянчук А.В., Соколов П.В.** Разработка сварочно-наплавочных флюсов на основе минерального сырья Дальневосточного региона ..... № 10
- Михальченков А.М., Феськов С.А., Козарез И.В., Локтев А.А.** Исследование микротвердости и микроструктуры компенсирующих элементов и импортных культиваторных лап при их упрочняющем восстановлении ..... № 11
- Михальченков А.М., Гринь А.М., Гуцан А.А., Уралов С.В.У.** Технология повышения ресурса остова составного плужного лемеха путем оптимизации расположения упрочняющего покрытия ..... № 3
- Мокрицкий Б.Я., Ситапов Э.С., Верещагин В.Ю., Шакирова О.Г.** Управление выбором упрочненного инструмента на основе моделирования в программной среде DEFORM ..... № 6
- Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г., Кычкин А.К.** Исследование пористости и структуры износостойких порошковых покрытий с модифицирующими добавками ..... № 6
- Табаков В.П.** Исследование влияния кристаллического строения износостойких покрытий на формирование параметров структуры и механических свойств ..... № 2
- Щедрин А.В., Алешин В.Ф., Бугаев А.М., Миняева Л.Х., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю.** Технологические возможности метода комбинированного дорнования отверстий инструментами с винтовой геометрией воздействующих поверхностей ..... № 8

### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Адакин В.А., Федотов Г.Д.** Износостойкость накатных роликов с однослойными износостойкими покрытиями при холодном пластическом деформировании ..... № 2

**Безязычный В.Ф.** Влияние технологических условий обработки на глубину наклепа в поверхностном слое детали при обработке лезвийным инструментом ..... № 8

**Безязычный В.Ф., Фоменко Р.Н.** Расчетное определение остаточных напряжений в поверхностном слое детали от теплового воздействия при механической обработке с учетом упрочнения обрабатываемого материала..... № 12

**Безязычный В.Ф., Румянцева Н.В.** Анализ технологий ремонта лопаток компрессора газотурбинных двигателей с использованием поверхностного пластического деформирования их рабочих поверхностей ..... № 4

**Березкин А.Г., Володченко Н.Н., Лобанов А.Ю., Сноз А.Г.** Отделочно-упрочняющая обработка цементованных поверхностей шестерен главного редуктора вертолета методами поверхностного пластического деформирования ..... № 3

**Бойко Н.И., Санамян Г.В., Коробейников В.В., Юрасов Н.И.** Влияние накатки роликом горячего наплавленного металла на его трение и изнашивание..... № 4

**Верзилина О.А., Копылов Ю.Р.** Компьютерное моделирование динамики двумерных виброударных систем с распараллеливанием вычислений..... № 6

**Зайдес С.А., Нгуен Ван Хинь.** Оценка напряженного состояния цилиндрических деталей, упрочненных осциллирующим выглаживанием..... № 3

**Зайдес С.А., Фам Ван Ань.** Влияние кинематики рабочего инструмента при локальном нагружении на напряженное состояние поверхностного слоя..... № 11

**Копылов Ю.Р., Копылов А.Ю.** Расчет погрешностей динамических и технологических параметров качества поверхностного слоя при виброударном упрочнении длинномерной балки с ограниченным запасом прочности на основе сплайновой аппроксимации ..... № 7

**Копылов Ю.Р., Скляренко А.Н., Глазков А.В.** Анализ работ по влиянию параметров качества упрочненного поверхностного слоя изделий с ограниченным запасом прочности на его сопротивление усталости..... № 3

**Лебедев В.А., Пастухов Ф.А., Соколов В.Д., Бойко М.А.** Эффективность применения дополнительной упрочняющей обработки методом поверхностного пластического деформирования для повышения усталостной долговечности деталей ..... № 3

**Лебедев В.А., Санамян Г.В., Белозёров М.А., Эль Дакдуки Ахмад.** Технологическое обеспечение и оценка качества коленчатых валов, упрочненных виброударным методом..... № 12

**Овсеев А.Н., Клауч Д.Н., Носов Д.П., Пономарёв А.А.** Определение остаточных напряжений в поверхностном слое впадин резьбы..... № 11

**Паламарь И.Н., Первов М.Л.** Формализация вербальных оценок качества дробеструйной обработки на основе анализа изображений поверхности металла ..... № 2

**Толкачев А.В., Волков Д.И.** Параметры процесса дробеструйного упрочнения, определяющие результат обработки и требующие обязательного контроля..... № 12

**Федонина С.О., Киричек А.В., Мокрицкий Б.Я., Еруков А.И.** Механическая обработка резанием деформационно упрочненных наплавленных высоколегированных сплавов..... № 10

**Филиппов М.А., Корзунова Е.И., Шарапова В.А., Легчило В.В.** Инженерный метод оценки способности металлов и сплавов к деформационному упрочнению ..... № 3

**Хлыбов А.А., Кувшинов М.О., Камаев М.С.** Повышение физико-механических характеристик поверхностного слоя титанового сплава ВТ16 методом ультразвуковой ударной обработки..... № 5

**Щедрин А.В., Алешин В.Ф., Бугаев А.М., Миняева Л.Х., Чихачёва Н.Ю.** Теоретико-экспериментальное исследование и совершенствование методов дорнования отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях противодавления технологических смазок..... № 11

### ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

**Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В.** Вакуумное упрочнение одно- и двухкарбидных твердых сплавов..... № 11

**Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В., Игнатюк В.Д.** Термическая обработка неперегретаемых пластин из твердого сплава Т15К6 непрерывным лазерным излучением..... № 1

**Попов М.Е., Попов А.М., Богданова М.В.** Обеспечение надежности технологических процессов производства обсадных труб и муфт к ним по параметрам качества изготавливаемой продукции ..... № 1

### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Алисин В.В., Рошин М.Н.** Повышение надежности цилиндрических втулок тяжелых дизелей нанесением плазменных покрытий..... № 1

**Балдаев Л.Х., Телегин А.Ф., Мерчев С.П., Фролов Д.Н., Мацаев А.А.** Опыт ремонта турбинных рабочих лопаток газоперекачивающих агрегатов методом прямого лазерного синтеза ..... № 4

**Биргер Е.М., Архипов В.Е., Поляков А.Н.** Газодинамическое напыление. Физические основы и параметры процесса (Обзор. Часть 1)..... № 6

**Биргер Е.М., Архипов В.Е., Поляков А.Н.** Газодинамическое напыление. Физические основы и параметры процесса. (Обзор. Часть 2)..... № 7

**Биргер Е.М., Архипов В.Е., Поляков А.Н.** Триботехнические и коррозионно-стойкие покрытия на основе меди и цинка: современное состояние технологии газодинамического напыления и основные свойства покрытий..... № 4

**Бурков А.А., Пячин С.А., Крутикова В.О.** Формирование интерметаллидных покрытий электроискровым осаждением из гранул алюминия и титана..... № 10

**Жевтун И.Г., Гордиенко П.С., Субботин Е.П., Ярусова С.Б., Майоров В.Ю., Кульчин Ю.Н.** Получение пористых материалов на основе титана с использованием лазерной обработки поверхности..... № 10

**Иванов В.И.** О путях повышения эффективности и универсальности электроискрового легирования..... № 9

**Иванов В.И., Коневцов Л.А., Аулов В.Ф.** Предпосылки использования рения в качестве анодного материала для электроискрового легирования..... № 10

**Ким В.А., Аунг Нгве Тайн.** Количественная оценка диссипативных свойств поверхностной структуры стали 25ХМ, упрочненной импульсным лазерным воздействием ..... № 2

**Ким В.А., Аунг Нгве Тэйн, Лысенко В.В., Афанасьева А.А.** Диссипативные структуры взаимодействия лазерного излучения с конструкционной сталью 45 ..... № 6

**Ким В.А., Аунг Нгве Тэйн.** Комбинированное лазерно-электроискровое упрочнение ..... № 10

**Ким В.А., Афанасьева А.А., Аунг Нгве Тэйн.** Морфология поверхностей, сформированных импульсной лазерной обработкой сталей и сплавов..... № 9

**Ковтунов А.И., Нестеренко И.С., Семистенова Т.В.** Двухстадийное алитирование стали: газопламенное напыление с диффузионным отжигом ..... № 9

**Кокорин В.Н., Табаков В.П., Крупенников О.Г., Алёшин А.С., Подмарев Д.Р., Шанченко Н.И.** Исследование процесса контурной лазерной резки с использованием механической активации листового металлопроката..... № 4

**Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Комиссарова И.А., Косинов Д.А., Громов В.Е.** Повышение многоцикло-вой усталости титанового сплава при токовом воздействии..... № 5

**Кукареко В.А., Белоцерковский М.А., Григорчик А.Н., Астрашаб Е.В., Сосновский А.В.** Структурно-фазовое состояние и триботехнические свойства псевдосплавов, напыленных из высокохромистых сталей и цветных металлов..... № 8

**Лебедев В.А., Лой С.А., Ермолаев Г.В., Матвиенко М.В.** Исследование напряженного состояния образцов с напыленным слоем при изгибе..... № 11

**Леоненко Н.А.** Лазерные технологии в обработке минерального сырья ..... № 10

**Мальшев В.Н., Мироненко Д.В.** Повышение износостойкости модифицированных шаровых кранов..... № 2

**Марахтанов М.К., Хохлов Ю.А., Со Ту Аунг.** Исследование влияния расхода плазмообразующего газа на режим работы ускорителя с анодным слоем ..... № 7

**Паничев Е.В., Смоленцев В.П.** Подготовка поверхности под нанесение жаростойкого покрытия ..... № 11

**Прибытков Г.А., Калита В.И., Комлев Д.И., Криницын М.Г., Коростелева Е.Н., Барановский А.В., Радюк А.А., Иванников А.Ю., Михайлова А.Б., Коржова В.В.** Твердость и износостойкость плазменных покрытий, напыленных СВС-композиционными порошками TiC + Ti-связка..... № 8

**Проскураков В.И., Мезенцов С.А., Родионов И.В.** Структура и твердость поверхности циркония после лазерной модификации ..... № 3

**Пячин С.А., Бурков А.А., Власова Н.М., Кириченко Е.А., Кулик М.А.** Сравнение свойств электроискровых Ti<sub>3</sub>Al-X покрытий на титановых сплавах..... № 10

**Самотугин С.С., Христенко О.А.** Анализ технологической системы, процесс резьбонарезания инструментом, прошедшим плазменное модифицирование..... № 3

**Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А., Батраев И.С., Жданов А.А.** Электропроводность алюмооксидных детонационных покрытий..... № 6

**Хасан И.Х., Фомин Н.Е.** Исследование физико-механических свойств алюминиевого сплава после электроискровой обработки ..... № 3

**Чекалова Е.А., Журавлев А.В.** Дискретное оксидирование сложнопрофильного инструмента из быстрорежущих сталей ..... № 12

**Шехтман С.Р., Сухова Н.А., Мигранов М.Ш.** Многослойные вакуумные ионно-плазменные покрытия с субмелкозернистой структурой..... № 8

### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

**Балакай В.И., Шпанова К.А., Ковалева А.О., Гривенко А.В.** Повышение сцепления серебряных покрытий с никелевой основой..... № 5

**Балакай В.И., Шпанова К.А., Ковалева А.О., Гривенко А.В.** Получение электролитического сплава олово—никель—бор ..... № 2

**Балакай В.И., Шпанова К.А., Ковалева А.О., Гривенко А.В.** Электроосаждение сплава золото—медь—бор..... № 4

**Громов В.И., Курпякова Н.А., Коробова Е.Н., Дорошенко А.В.** Влияние промежуточной механической обработки на структуру и свойства диффузионного слоя при проведении комбинированной химико-термической обработки..... № 7

**Дворник М.И., Михайленко Е.А.** Изменение состава порошков твердого сплава при электроэрозионном диспергировании в насыпном слое ..... № 10

**Криони Н.К., Ишкулова А.Р., Мордвинова А.Ю.** Математическое моделирование процесса островкового азотирования легированных сталей..... № 7

**Сарилов М.Ю., Решетник У.Е.** Исследование процессов в межэлектродном промежутке при электроэрозионной обработке алюминиевых и титановых сплавов..... № 12

### ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

**Вербенко И.А., Резниченко Л.А., Глазунова Е.В.** Сегнетоэлектрические среды со структурой типа перовскита как основа нового поколения мемристорных композитных материалов ..... № 9

**Табаков В.П., Аль Кадхими М.Ф.Д., Сагитов Д.И.** Повышение эффективности спиральных сверл путем применения многослойных покрытий..... № 5

### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

**Александров В.А., Чудина О.В., Кудряшов Б.А.** Поверхностное упрочнение чугунов термодиффузионным легированием с последующим азотированием..... № 2

- Некрылов А.М., Сухочев Г.А., Родионов А.О.** Исследование режимов упрочняющей обработки межлопаточных каналов деталей роторной группы ..... № 9
- Силаев Д.В., Сухочев Г.А., Коденцев С.Н.** Технология активации поверхности сложного профиля под покрытие комбинированной обработкой ..... № 6
- Скрыгин О.В., Смоленцев В.П., Щеднов А.В.** Интенсификация массовыноса при комбинированных методах обработки материалов ..... № 8
- Смоленцев В.П., Широкожухова А.А., Сафонов С.В., Салтанаева Е.А.** Комбинированная обработка каналов в керамических деталях ..... № 5
- Сокольников В.Н., Сухочев Г.А., Коденцев С.Н.** Исследование режимов комбинированной упрочняющей обработки при доводке высокооборотных роторов ..... № 7
- Сокольников В.Н., Сухочев Г.А., Усов С.В., Точилин И.П.** Исследование поверхностного слоя детали после комбинированного механоэлектрохимического процесса упрочнения ..... № 12
- Табаков В.П., Кокорин В.Н., Морозов О.И., Алешин А.С., Аль Кадхими М.Ф.Д., Сагитов Д.И.** Моделирование процесса предварительной механической активации подложки композиции покрытие — металл и исследование напряженного и деформированного состояния рабочих поверхностей штампового инструмента ..... № 11
- Фёдоров М.В., Зайдес С.А.** Оценка эффективности технологий упрочнения бандажей колесных пар локомотивов по результатам эксплуатационных испытаний ..... № 2
- Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Премент Г.Б.** Технологическое наследование эксплуатационных параметров качества при восстановлении и упрочнении деталей двигателя внутреннего сгорания ..... № 8
- Щедрин А.В., Бекаев А.А., Чихачева Н.Ю., Буракова Т.А.** Инновационные методы комбинированной обработки ..... № 5

#### ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

- Афонин С.М.** Статические и динамические характеристики секционного пьезоактюатора нано- и микроперемещений при продольном пьезоэффекте ..... № 5

#### КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

- Мокрицкий Б.Я., Усова Т.И., Серебренникова А.Г.** Повышение качества инструментального обеспечения ..... № 8
- Романов И.О., Перваков Д.Г.** Формирование системы оценки качества и надежности упрочняющих материалов и технологий ..... № 12

#### УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Белоцерковский М.А., Ялович А.П., Жорник В.И., Кукареко В.А.** Разработка технологии восстановления штоков гидроцилиндров гиперзвуковой электрометаллизацией с последующим трибомодифицированием ..... № 12
- Верещака А.А., Табаков В.П.** Исследование влияния архитектуры многослойного покрытия на работоспособность твердосплавного инструмента ..... № 9

#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

- Атлуханова Л.Б., Чуков Н.А., Козлов Г.В.** Влияние структуры нанонаполнителя на формирование межфазных контактов и свойства нанокомпозитов полимер/углеродные нанотрубки ..... № 6
- Новиков В.В., Зоренко Д.А., Болотов А.Н.** Получение антифрикционных композиционных керамических покрытий и их триботехнические свойства ..... № 4

#### ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Митрофанова К.С.** Исследование патентной активности в области технологий отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием ..... № 12
- Указатель статей, опубликованных в журнале в 2018 г.** ..... № 1

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

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

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

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

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

Сдано в набор 08.11.2019 г. Подписано в печать 23.12.2019 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)