

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 3 (99)

март

2013

Издается с января 2005 г.

**Главный редактор**

д-р техн. наук  
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного совета**

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

**Заместитель главного редактора**

д-р физ.-мат. наук  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

д-р техн. наук  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук  
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук  
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ

А.П. БАБИЧЕВ

В.П. БАЛКОВ

В.М. БАШКОВ

А.И. БЕЛИКОВ

А.И. БОЛДЫРЕВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

Ю.Р. КОПЫЛОВ

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ

М.Л. ХЕЙФЕЦ

**Редакция:**

Л.П. ШЕСТОПАЛОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.  
Факс: (499) 269-48-97.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

## СОДЕРЖАНИЕ

### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

**Будиновский С.А.** Применение аналитической модели определения упругих механических и термических напряжений в многослойной системе в решении задач по созданию жаростойких алюминидных покрытий . . . . . 3

**Бурак П.И., Латыпов Р.А., Серов А.В., Бугаев А.М.** Особенности получения восстанавливаемых покрытий электроконтактной приваркой металлической ленты . . . . . 11

**Головин Е.Д., Кузнецов В.А., Черепанов А.Н., Батаев А.А., Батаев И.А., Веселов С.В.** Структура и свойства модифицированного алюминия АД0 . . . . . 18

**Комаровская В.М., Иващенко С.А.** Оптимизация режимов ионной обработки поверхности неметаллических материалов . . . . . 23

### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Тищенко А.Н., Ковалева М.Г., Прозорова М.С., Арсеев М.Ю., Смолякова М.Ю.** Структура и свойства модифицированного плазмой слоя на рабочей поверхности ножей для резки проката в металлургическом производстве . . . . . 28

### ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

**Кабанов А.В., Качалин С.В.** Разработка модельного ряда автоматизированных вакуумно-дуговых установок для нанесения износостойких покрытий . . . . . 34

### КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

**Штерцер А.А., Ульяницкий В.Ю., Гринберг Б.Е.** Износостойкость металлических, твердосплавных и алюмооксидных покрытий, полученных детонационным напылением . . . . . 39

### ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

**Элькин С.Ю., Сафонов В.В., Полупанов И.Т.** Термомеханическое упрочнение при восстановлении деталей сельскохозяйственных машин . . . . . 44

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 3 (99)  
March  
2013

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**  
Dr of Eng. Sci.  
Yu.V. PANFILOV

**Chair of Editorial Council**  
Dr of Eng. Sci., The honoured  
worker of a science and  
technics of the RF  
V.F. BEZYZYCHNYI

**Editorial Assistants**  
Dr of Phys. Math. Sci.  
V.Yu. FOMINSKY

**Chairman Assistants:**  
Dr of Eng. Sci.  
V.Yu. BLUMENSTEIN  
Dr of Eng. Sci.  
A.V. KIRICHEK  
Dr of Eng. Sci.  
O.V. CHUDINA

**Editorial council:**  
Yu.P. ANKUDIMOV  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
Yu.R. KOPYLOV  
V.A. LASHKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKIY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
V.A. SHULOV  
G.A. SUHOCHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**  
L.P. SHESTOPALOVA  
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,  
which can be issued in any post office  
(index on the catalogues: "Rospechat"  
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta  
Rossii" 60252) or in publishing office.  
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00,  
268-40-77. Fax: (499) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Budinovsky S.A.** A definition of the elastic mechanical and heat stresses multilayer system analytical model is solving the tasks of the oxidation resistant aluminide coatings create . . . . . 3

**Burak P.I., Lattypov R.A., Serov A.V., Bygaev A.M.** Features of receiving restored coverings electrocontact welding metal tape . . . . . 11

**Golovin E.D., Kuznetsov V.A., Cherepanov A.N., Bataev A.A., Bataev I.A., Veselov S.V.** Structure and properties of modified pure cast aluminum . . . . . 18

**Komarovskaya V.M., Ivaschenko S.A.** Optimization of ion treatment conditions for non-metal surfaces . . . . . 23



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V., Tichenko A.N., Kovaleva M.G., Prozorova M.S., Arseenko M.Yu., Smolyakova M.Yu.** Surface properties of the working surface of various knives after pulse plasma treatment . . . . . 28



### PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS

**Kabanov A.V., Kachalin S.V.** Development of the family of automated Arc-PVD installations for wear-resistant coating . . . . . 34



### QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

**Shtertser A.A., Ulianitsky V.Yu., Grinberg B.E.** Wear resistance of metallic, hard-alloy, and alumina coatings, made by detonation spraying . . . . . 39



### INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

**Elkin S.J., Safonova V.V., Polupanova I.T.** Thermomechanical hardening at restoration of details of agricultural cars . . . . . 44

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



УДК 629.7.023.225

С.А. Будиновский (Всероссийский институт авиационных материалов, г. Москва)  
E-mail: BBSSaa@mail.ru

## Применение аналитической модели определения упругих механических и термических напряжений в многослойной системе в решении задач по созданию жаростойких алюминидных покрытий

Приведены результаты анализа температурных зависимостей нормальных напряжений в поверхности тонкостенной детали из жаропрочных сплавов с жаростойкими алюминидными покрытиями и показано, что в области температур 1100...1200 °С для создания сжимающих напряжений в поверхности, обеспечивающих высокую термостойкость и сопротивление усталости, целесообразно применять многослойные покрытия на основе сплава СДП-2 (NiCrAlY) с внешним слоем из моноалюминид никеля (NiAl) и внутренним слоем из тугоплавких соединений металлов типа MeC или MeO.

**Ключевые слова:** многослойные жаростойкие покрытия, жаропрочные литейные никелевые сплавы, лопатки турбин, температурные напряжения.

*The temperature dependences of the normal stresses in a thin wall surface of a superalloy detail with the oxidation resistant aluminide coating were investigated. The multiple coating SDP-2 (NiCrAlY) with an external monoaluminide (NiAl) layer and an internal compounds of refractory metals (MeC or MeO) layer are recommend for a creation the compression stresses in a surface for the ensuring thermal shock resistant and the fatigue resistance at the temperatures 1100...1200 °C.*

**Keywords:** multilayer oxidation resistant coatings, superalloy, turbine blade, temperature stresses.

### Введение

В связи со значительным удорожанием материалов и технологий для получения высокотемпературных жаростойких покрытий целесообразным является применение аналитических моделей для прогнозирования ряда основных свойств покрытий при высоких температурах и предварительного выбора направлений разработки новых покрытий. Построение таких моделей, как правило, производится в трех направлениях. Это модели, описывающие диффузионные процессы в системе жаропрочный сплав (ЖС)–покрытие и позволяющие определить уровень напряжений на границе сплав–покрытие, а также модели, оценивающие скорость окисления покрытия. Последний вид моделей в настоящее время практически не используется, хотя ранее они часто применялись для сравнительной оценки жаростойкости чистых металлов, сплавов и относительно простых по составу покрытий на малых, порядка 100 ч, базах испытаний [1–4].

Диффузионные модели используются достаточно широко [5–8]. Основными недостатками диффузион-

ных моделей для описания поведения композиции сплав – покрытие является то, что они имеют аналитические решения, которые находят при условии постоянства температуры, что характерно в основном для энергетических турбин. Для авиационных ГТД свойственны нестационарные режимы работы с многократными переходами от умеренных температур к экстремально высоким при взлете, посадке, маневрировании. Поэтому при разработке жаростойких покрытий для рабочих лопаток турбин более привлекательным является анализ поведения системы сплав–покрытие с помощью моделей, оценивающих уровень различного рода напряжений, возникающих на границе раздела сплав–покрытие или в отдельных слоях, входящих в состав в многослойных системах [9–12].

Цель работы – оценка возможности выбора конструкции и типа многослойного высокотемпературного покрытия (МВП) для жаропрочных никелевых сплавов по результатам анализа величины и знака нормальных напряжений в поверхности тонкостенной детали с помощью аналитической модели для опреде-

ления упругих механических и термических напряжений в многослойной системе.

### Методы проведения исследований

Срок службы рабочих лопаток турбин высокого давления современных авиационных ГТД определяется способностью лопатки противостоять комплексному воздействию статических, динамических и вибрационных механических нагрузок в условиях экстремально высоких температур, распределения которых по поверхности *пера лопатки турбины* (ПЛТ) имеют неравномерный характер – участки с относительно невысокой температурой соседствуют с зонами, где температура поверхности превышает рабочую температуру сплава лопатки. Пример такой "горячей"

зоны представлен на рис. 1, *а*, где видно, что повреждение лопатки современного серийного ГТД имеет место на узком участке верхней части входной кромки, в то время как остальная часть пера полностью сохранила целостность и работоспособность. Поэтому можно предположить, что разрушение поверхности на входной кромке пера (рис. 1, *б*) связано с действием сил и соответствующим им напряжений в радиальном направлении, если рассмотреть поперечное сечение пера в "горячей" зоне (рис. 1, *в*), которое далее будет рассматриваться нормальным к поверхности пера лопатки турбины (рис. 1, *г*).

В связи с этим для выбора типа и конструкции жаростойкого алюминиевого покрытия на рабочие температуры до 1200 °С использована следующая математическая модель.

Рассмотрим систему из трех металлических слоев, представленную на рис. 1, *г*. При наличии силового воздействия на систему только вдоль оси *x* и нагреве композиции, пользуясь методом наложения (суперпозиций), относительную деформацию каждого из слоев, полагая ее упругой, можно представить как сумму силовой и температурной деформаций [13] выражением

$$\varepsilon_i = \alpha_i \Delta T + \frac{\sigma_i}{E_i}(1 - \mu_i), \quad (1)$$

где  $\varepsilon_i$  – относительная деформация *i*-го слоя;

$\alpha_i$  – термический коэффициент линейного расширения материала;

$\Delta T$  – разность температур до и после нагрева композиции;

$\sigma_i$  – напряжение в *i*-м слое по оси *x*;

$E_i$  – модуль Юнга материала *i*-го слоя;

$\mu_i$  – коэффициент Пуассона материала *i*-го слоя.

В рассматриваемой системе для случая упругой деформации слоев также может быть записано уравнение сохранения энергии в виде

$$\sum_i \int_0^{x_i} \sigma_i dx = 0, \quad (2)$$

где  $x_i$  – толщина *i*-го слоя.

Полагая, что слои имеют одинаковую относительную деформацию вдоль оси *x*, напряжение в каждом слое постоянно и свойства материалов слоев неизменны по

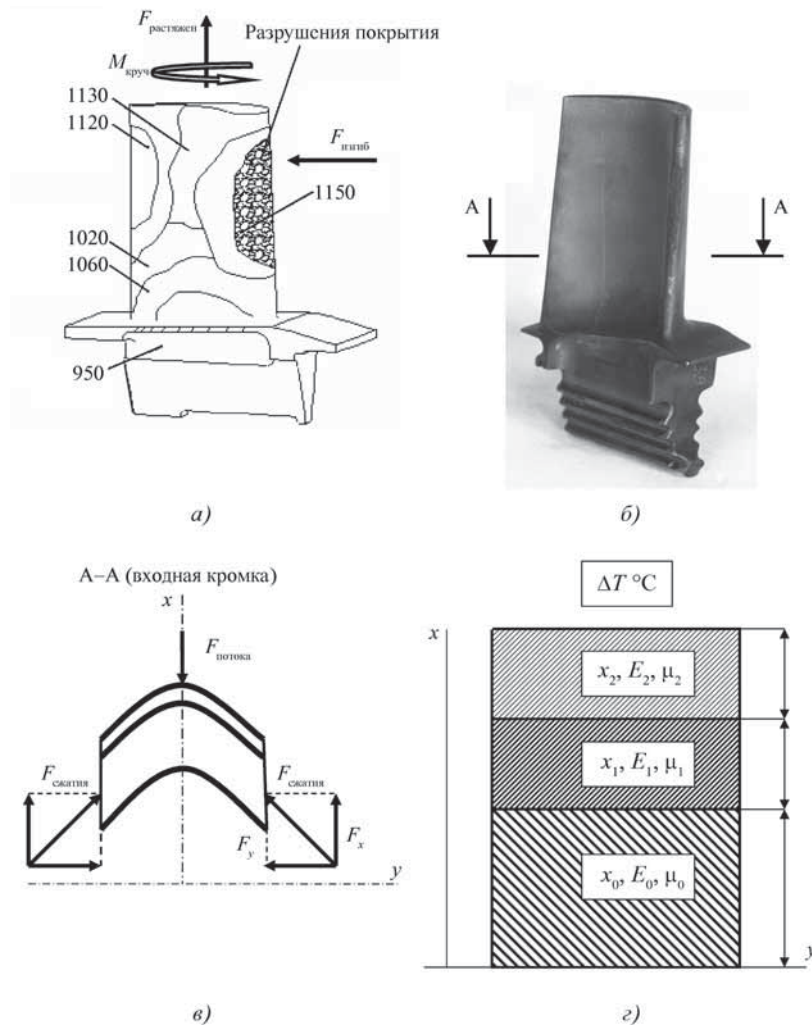


Рис. 1. Выбор схемы силовых и температурных воздействий на перо рабочей лопатки турбины (*а*) в зоне действия максимальных температур (*б*), построение математической модели для анализа упругих (*в*) и термических напряжений и деформаций в трехслойной композиции (*г*)



их толщине, можем записать систему трех уравнений с тремя неизвестными  $\sigma_0, \sigma_1, \sigma_2$ :

$$\int_0^{x_0} \sigma_0 dx + \int_0^{x_1} \sigma_1 dx + \int_0^{x_2} \sigma_2 dx = 0; \quad (3)$$

$$\alpha_0 \Delta T + \frac{\sigma_0}{E_0} (1 - \mu_0) = \alpha_1 \Delta T + \frac{\sigma_1}{E_1} (1 - \mu_1); \quad (4)$$

$$\alpha_0 \Delta T + \frac{\sigma_0}{E_0} (1 - \mu_0) = \alpha_2 \Delta T + \frac{\sigma_2}{E_2} (1 - \mu_2). \quad (5)$$

Решая уравнения (4), (5) относительно  $\sigma_1, \sigma_2$  и подставляя полученные значения в уравнение (3), находим величину напряжений в нулевом слое:

$$\sigma_0 = \frac{E_0 \Delta T [E_1 x_1 (\alpha_1 - \alpha_0)(1 - \mu_2) + E_2 x_2 (\alpha_2 - \alpha_0)(1 - \mu_1)]}{E_0 x_0 (1 - \mu_1)(1 - \mu_2) + E_1 x_1 (1 - \mu_0)(1 - \mu_2) + E_2 x_2 (1 - \mu_1)(1 - \mu_0)}. \quad (6)$$

Поскольку для большинства металлов величина коэффициента Пуассона лежит в пределах 0,25...0,35, то, полагая, что  $\mu_0 = \mu_1 = \mu_2 = \mu$ , выражение (6) можно представить в более удобном для использования и анализа виде:

$$\sigma_0 = \frac{E_0 \Delta T [E_1 x_1 (\alpha_1 - \alpha_0) + E_2 x_2 (\alpha_2 - \alpha_0)]}{(1 - \mu) (E_0 x_0 + E_1 x_1 + E_2 x_2)}. \quad (7)$$

Считая, что нулевой слой в рассмотренной схеме является подложкой, а последующие слои композиции представляют многослойное покрытие, можно записать следующее выражение для величины действующих упругих напряжений в поверхности подложки с многослойным покрытием, содержащим  $n$  слоев:

$$\sigma_0^i = \frac{E_0 \Delta T \sum_{i=1}^n E_i x_i (\alpha_i - \alpha_0)}{(1 - \mu) \left[ E_0 x_0 + \left( \sum_{i=1}^n E_i x_i \right) \right]}. \quad (8)$$

Полученное соотношение (8) связывают воедино геометрические параметры многослойного покрытия (толщины слоев), механические характеристики материалов покрытий и защищаемого сплава (модуль Юнга, коэффициент Пуассона, термический коэффициент линейного расширения (ТКЛР) с уровнем упругих напряжений, возникающих при нагреве в поверхности тонкостенной детали, в том числе поверхности ПЛТ. Так как при удовлетворительной жаростойкости защитного покрытия и работе в диапазоне температур, допустимых с точки зрения жаропрочности сплава лопатки, ресурс работы, как правило, определяется характеристиками термоусталостной или усталостной прочности композиции сплав-покрытие;

критерием выбора параметров покрытия является создание сжимающих (отрицательных) напряжений в поверхности пера.

С учетом изменения величины модуля упругости и термических коэффициентов линейного расширения материалов покрытий, а также модуля упругости и термического коэффициента линейного расширения ЖС от температуры, можно прогнозировать характер изменения величины действующих упругих напряжений в поверхности подложки для выбранной конструкции покрытия с ростом температуры и корректировать параметры (состав, толщину слоев) покрытия.

Область применения модели в настоящее время ограничена совокупностью существующих серийных ЖС, для которых значения модуля упругости и ТКЛР

в области температур от нормальной до рабочих являются паспортными характеристиками, а также известными алюминидными покрытиями, для

которых эти величины приведены в ряде публикаций.

### Результаты исследований и их обсуждение

Был проведен расчет температурных зависимостей нормальных упругих напряжений в поверхности подложки толщиной 1 мм из серийных жаропрочных сплавов ЖС6У, ЖС32, ЖС36 и ВКНА-1В с известными серийными жаростойкими алюминидными покрытиями толщиной 100 мкм из сплавов СДП-1 и СДП-2 (табл. 1), а также покрытием на основе моноалюминид никеля стехиометрического состава.

При расчете напряжений с применением зависимости (9) использованы паспортные значения величин модулей упругости  $E$  и термических коэффициентов линейного расширения  $\alpha$ . Значения  $E$  и  $\alpha$  для покрытий и моноалюминид никеля взяты из работ [14, 15]. Так как в указанных источниках необходимые значения величин определены до более низких температур (800...1100 °С), чем исследуемые, то величины  $E$  и  $\alpha$  до температуры 1200 °С определялись с помощью экстраполяции линий тренда, построенных по имеющимся данным. В табл. 2 представлены уравнения линий тренда и величина достоверности аппроксимации, полученные в программе Excel.

На рис. 2 представлены результаты расчетов. Анализ полученных зависимостей величины нормальных напряжений от температуры показывает, что в композиции сплавов типа ЖС с покрытием из сплава СДП-1 с ростом температуры наблюдается монотонный рост растягивающих напряжений в поверхности подложки, которые при температурах 1100...1200 °С достигают 150...250 МПа (рис. 2, а, в). В сплаве ВКНА1-В, имеющем отличный от сплавов типа ЖС элементный и фазовый состав, отмечается переход от

Таблица 1

Средний состав жаропрочных литейных никелевых сплавов и сплавов для покрытий

Сплав	Содержание легирующих элементов, %									
	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Nb	C	Ta	Re
ЖС6У	8,7	5,5	2,5	1,8	10,0	10,0	1,0	0,15	–	–
ЖС32	5,0	6,0	–	1,0	7,5	9,0	1,6	0,15	4,0	4,0
ЖС36	4,0	5,8	1,0	1,6	11,5	7,0	1,0	–	–	2,0
ВКНА-1В	5,7	8,7	1,6	4,6	3,6	–	–	–	–	–
СДП-1*	20,0	12,0	–	–	–	20,0	–	–	–	–
СДП-2*	20,0	12,0	–	–	–	–	–	–	–	–

\* – сплавы содержат 0,3...0,6 % У.

Таблица 2

Результаты аппроксимации экспериментальных значений  $E$  и  $\alpha$

Материал	Модули упругости $E(t)$	Термические коэффициенты линейного расширения $\alpha(t)$	Достоверность аппроксимации $R^2 E(t) / \alpha(t)$
ЖС6У	$-13,871t + 27\ 076$	$7E - 0,6t^2 - 0,0006t + 11,833$	0,949 / 0,929
ЖС32	$-0,0047t^2 + 0,4534t + 13\ 980$	$10,893 e^{0,0007t}$	0,991 / 0,920
ЖС36	$-0,0007t^2 - 3,8818t + 14\ 285$	$7E - 0,6t^2 + 0,0002t + 12,025$	0,999 / 0,994
ВКНА-1В	$-2,4725t + 15\ 066$	$4E - 11t^4 - 7E - 0,8t^3 + 4E - 0,5t^2 - 0,0024t + 12,163$	0,824 / 0,995
СДП-1	$-0,0047t^2 + 0,4534t + 13\ 980$	$10,893 e^{0,0007t}$	0,991 / 0,920
СДП-2	$-0,0018t^2 - 0,6155t + 16\ 281$	$10,941 e^{0,0006t}$	0,993 / 0,9537
NiAl	$-7,9381t + 17\ 861$	$4E - 0,6t^2 - 0,0007t + 14,331$	0,989 / 0,977

растягивающих напряжений в поверхности подложки при температурах до 800...1000 °С к сжимающим при 1100...1200 °С (см. рис. 2, з). Покрытия из сплава СДП-2 также при умеренных температурах создают в поверхности подложки растягивающие напряжения, но их уровень на порядок ниже, чем в композициях ЖС – СДП-1, а изменение знака напряжений и переход к сжимающим более очевиден для сплавов ЖС32 (рис. 2, б) и ВКНА-1В (рис. 2, з). Наиболее предпочтительным, с точки зрения создания сжимающих напряжений в поверхности подложки, является применение жаростойкого покрытия на основе моноалюминид никеля. В композициях со сплавами типа ЖС сжимающие напряжения под покрытием возникают после нагрева до 400...600 °С, а в сплаве ВКНА-1В – после 900...1000 °С.

В работах [16, 17] показано, что для сплавов, близких по составу сплаву СДП-1, при температурах до 900 °С характерна многофазная структура ( $\beta + \gamma + \gamma' + \alpha$ ), в которой при более низкой температуре может присутствовать  $\sigma$ -фаза (CoCr). С ростом температуры происходят фазовые превращения с формированием в сплаве двухфазной структуры ( $\beta + \gamma$ ) при 1000 °С, которая сохраняется до температуры 1150 °С и более. Для сплавов типа СДП-2 при температурах свыше 1000 °С также характерна двухфазная структура ( $\beta + \gamma$ ). При снижении температуры происходит твердофазная реакция  $\beta + \gamma \rightarrow \gamma + \gamma' + \alpha$ . С ростом температуры 1150 °С и выше основной фазовой составляющей в структуре сплава становится  $\gamma$ -твердый раствор на основе никеля [18].

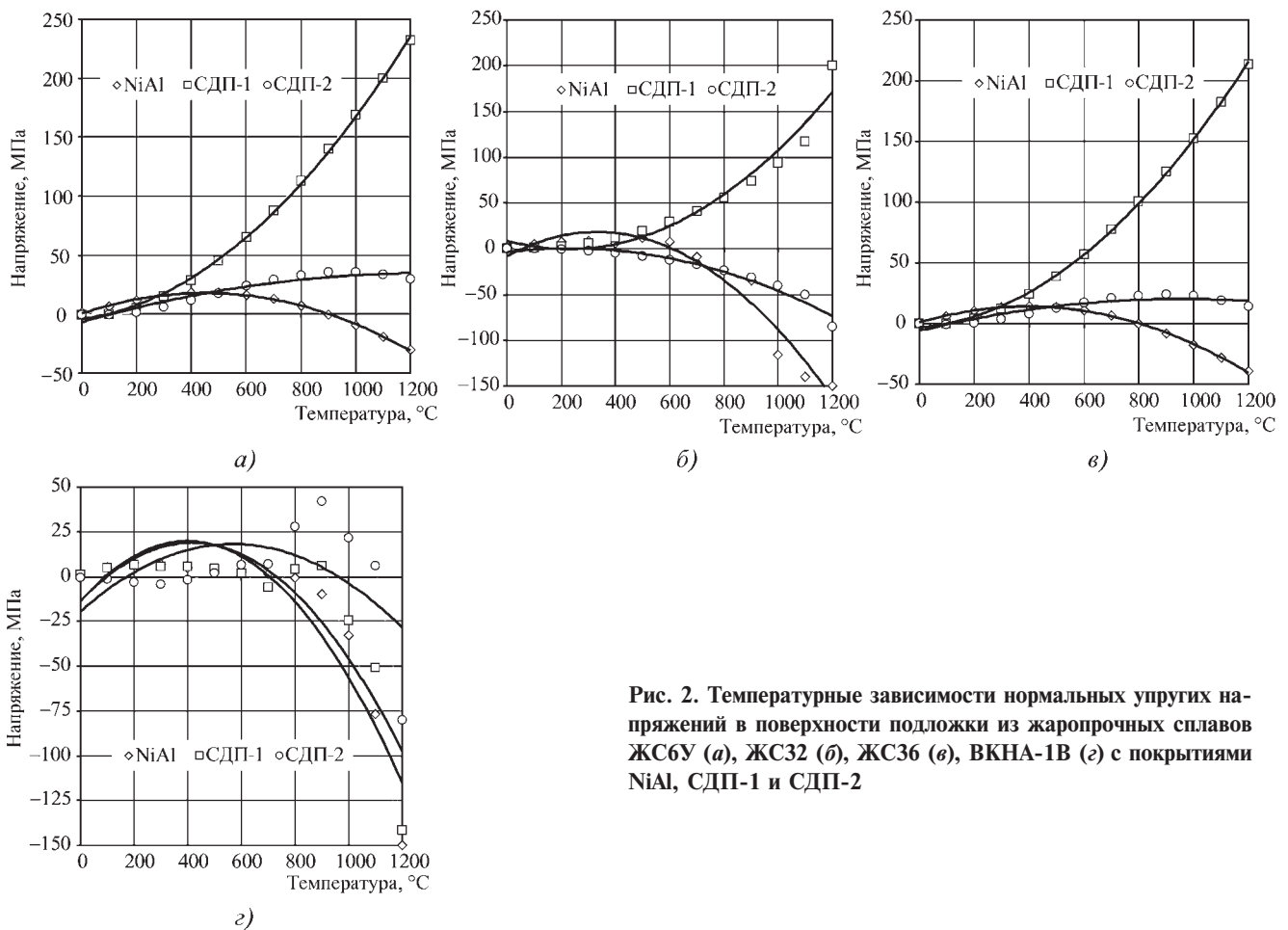


Рис. 2. Температурные зависимости нормальных упругих напряжений в поверхности подложки из жаропрочных сплавов ЖС6У (а), ЖС32 (б), ЖС36 (в), ВКНА-1В (г) с покрытиями NiAl, СДП-1 и СДП-2

Тепловое расширение сложных многофазных систем является результатом теплового расширения кристаллических решеток, входящих в систему фаз, и расширения вследствие объемных изменений при фазовых превращениях. Поэтому отмеченный выше немонотонный характер изменения величины упругих напряжений в поверхности подложки с покрытиями СДП-1 и СДП-2 связан с фазовыми превращениями с ростом температур и изменением соотношения количества присутствующих в слое покрытия фаз. Это влияет на величину ТКЛР покрытия, так как фазы, присутствующие в слое покрытия, отличаются друг от друга (табл. 3).

Так как из соотношения (8) видно, что на величину и знак напряжений можно влиять, изменяя толщину и вид покрытий, входящих в многослойную систему, были проанализированы напряжения в поверхности подложки с двух- и трехслойными покрытиями. При выборе конструкции двухслойных покрытий было учтено, что при высокой жаростойкости моноалюминида никеля и покрытий на его основе они заметно отличаются по элементному и фазовому

составу от ЖС. Это приводит к интенсивному диффузионному взаимодействию на границе раздела сплава с покрытием и росту содержания алюминия в поверхности сплава подложки при одновременном легировании покрытия тугоплавкими элементами из сплава. *Первое* – разупрочняет сплав с поверхности и уменьшает несущее сечение детали. *Второе* – снижает жаростойкость и ресурс работы покрытия. Интенсивность процессов диффузионного взаимодействия высока и нарастает с ростом температуры. Поэтому в качестве двухслойных композиций рассмотрены по-

Таблица 3

Термические коэффициенты линейного расширения [19]

Фаза	$\alpha \cdot 10^{-6}, 1^\circ\text{C}$	$T, ^\circ\text{C}$
$\gamma$ -фаза (Ni – 20 % Cr)	18,1	20...1000
$\gamma'$ -фаза	11,9	25...1050
$\beta$ -фаза	14,3	25...1050

крытия с внутренними слоями из сплавов СДП-1 и СДП-2, основными фазовыми составляющими которых при температурах ниже 1000 °С являются  $\gamma + \gamma'$ -фазы с внешним слоем моноалюминида никеля NiAl. В трехслойных композициях, кроме того, рассмотрена также возможность введения в конструкцию покрытия противодиффузионного барьерного слоя из карбидов хрома, титана или оксида алюминия.

На рис. 3, а–г представлены температурные зависимости нормальных упругих напряжений в подложке из ЖС с двухслойными покрытиями. Можно отметить, что однослойное покрытие СДП-1 и двухслойное покрытие СДП-1+NiAl создают растягивающие нормальные напряжения в поверхности ЖС, которые растут с увеличением температуры: для сплава ЖС36 до

200 МПа (рис. 3, б), для сплава ЖС32 до 120 МПа (рис. 3, а). Следует также отметить, что на величину напряжений влияет толщина слоя СДП-1 (толщина слоя указана в скобках в пояснительной информации на графиках). При уменьшении толщины слоя СДП-1 со 100 до 20 мкм, при той же толщине слоя NiAl, уровень растягивающих напряжений в поверхности сплава ЖС36 при 1200 °С снижается на порядок. При этом в композициях с покрытиями СДП-1 (100 мкм)+NiAl (50 мкм) и СДП-1(100 мкм)+NiAl (30 мкм) величина и характер изменения растягивающих напряжений в поверхности сплава ЖС36 одинаковы в температурном интервале 20...1200 °С. В покрытии СДП-1 (20 мкм)+NiAl (50 мкм) величина растягивающих напряжений стабилизируется на уровне 20...25 МПа после 600 °С. Характер зависимостей нормальных напряжений в по-

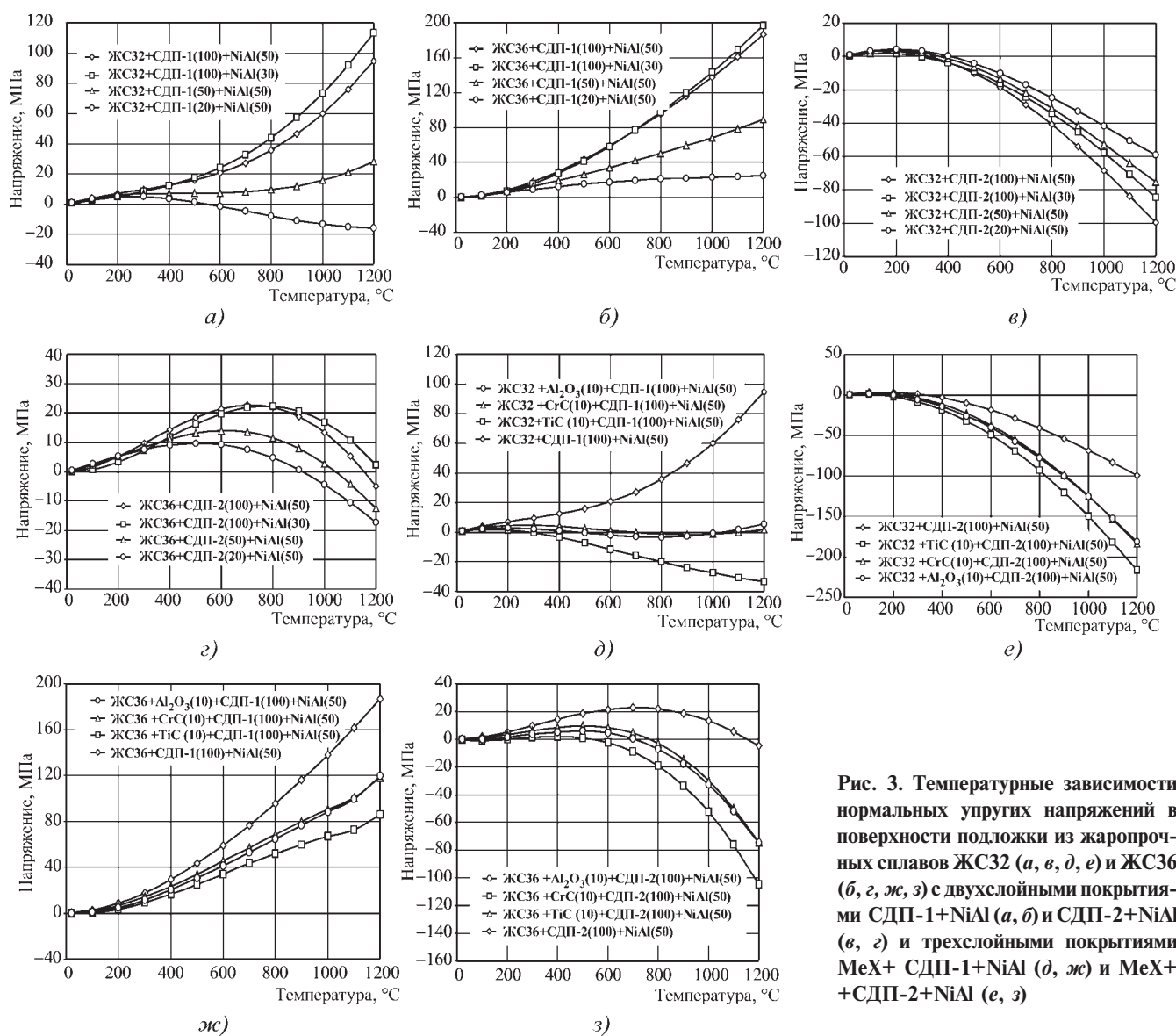


Рис. 3. Температурные зависимости нормальных упругих напряжений в поверхности подложки из жаропрочных сплавов ЖС32 (а, в, д, е) и ЖС36 (б, г, ж, з) с двухслойными покрытиями СДП-1+NiAl (а, б) и СДП-2+NiAl (в, г) и трехслойными покрытиями MeX+ СДП-1+NiAl (д, ж) и MeX+СДП-2+NiAl (е, з)



верхности ЖС под двухслойным покрытием СДП-2+NiAl отличается от аналогов с покрытием СДП-1+NiAl. Наблюдается тенденция к росту, а затем уменьшению нормальных растягивающих напряжений и переходу к сжимающим напряжениям в поверхности. Для сплава ЖС32 это происходит при температурах 350...400 °С независимо от толщины слоев, входящих в покрытие (рис. 3, *в*). Для сплава ЖС36 данная тенденция наблюдается для покрытий с толщиной слоя СДП-2 20...50 мкм при 900...1000 °С, а для толщины 100 мкм – в области температур 1100...1200 °С (рис. 3, *з*). В целом для покрытия СДП-2+NiAl следует отметить меньшую зависимость величины нормальных напряжений от соотношения толщин слоя СДП-2 и моноалюминид никеля.

Изменения нормальных напряжений в поверхности интерметаллидного сплава ВКНА1В под покрытием СДП-1+NiAl в зависимости от температуры носит более сложный характер. При умеренных температурах величина нормальных напряжений незначительна до 600 °С, что, по-видимому, связано с фазовым составом покрытия при этих температурах (в основном  $\gamma + \gamma'$  и следы  $\beta$ -фазы). С ростом температуры происходят фазовые превращения с формированием в сплаве СДП-1 двухфазной структуры ( $\beta + \gamma$ ) в области температур 1000 °С, что сопровождается объемными изменениями в слое покрытия и уменьшением величины растягивающих напряжений. С дальнейшим ростом температуры характер изменения нормальных напряжений определяется в основном соотношением ТКЛР  $\alpha$ -сплава ВКНА-1В и моноалюминид никеля.

В качестве противодиффузионных барьерных слоев в многослойных жаростойких покрытиях используют, как правило, карбиды, оксиды, нитриды или силициды металлов [20]. Систематические сведения об изменении величин  $E$  и  $\alpha$  этих соединений с ростом температуры в литературе отсутствуют. При расчете нормальных упругих напряжений под трехслойными покрытиями были выбраны слои на основе карбидов титана и хрома и оксида алюминия, для которых в справочной литературе [21, 22] приведены значения  $E$  и  $\alpha$  в диапазоне температур, близком к исследуемому. Эти значения, представленные в табл. 4, в расчетах напряжений принимались постоянными при температурах от 0 до 1200 °С. На рис. 3, *д–з* представлены результаты вычисления нормальных упругих напряжений в подложке из никелевых сплавов с трехслойными покрытиями MeX+СДП-1+NiAl и MeX+СДП-2+NiAl.

Можно отметить, что для сплавов ЖС32 введение в конструкцию покрытия СДП-1+NiAl керамических

Справочные значения  $\alpha$ ,  $E$

Фаза	Термический коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6, 1/^\circ\text{C}$	Температура $T = f(\alpha), ^\circ\text{C}$	Модуль упругости $E \cdot 10^5, \text{МПа}$	Температура $T = f(E), ^\circ\text{C}$
TiC	7,95...8,58	20...1000	4,6	20
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	9,4...11,7	20...1100	3,8	20
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,0	20...1600	3,11...2,92	1000...1200

барьерных слоев изменяет в лучшую сторону картину нормальных напряжений (см. рис. 3, *а, д*). На сплаве ЖС36 используют барьерные слои для создания сжимающих напряжений в поверхности под покрытием СДП-1+NiAl (см. рис. 3, *б, ж*).

В интерметаллидном сплаве ВКНА-1В рассмотренные керамические слои воздействуют на картину нормальных напряжений в поверхности менее заметно в композиции с покрытием СДП-2 (100)+NiAl (50), так как сжимающие напряжения в области высоких температур велики, 70...130 МПа с двухслойным покрытием. Введение барьерных слоев не изменяет картины, но способствует росту сжимающих напряжений. В композиции с покрытием СДП-1 (100)+NiAl (50) применение керамических барьерных слоев более оправдано, потому что в их присутствии зависимость изменения нормальных напряжений в поверхности сплава ВКНА-1В становится более монотонной и при температурах 1000...1100 °С они изменяют знак и становятся сжимающими.

Экспериментальное определение действующих напряжений в поверхности подложки под покрытиями толщиной 100 мкм при температурах до 1200 °С представляет сложную техническую задачу. Поэтому в работе были выполнены исследования термостойкости образцов с покрытиями разных типов на клиновидных образцах и рабочих лопатках из сплава ЖС26ВНК. Термостойкость композиций оценивалась по количеству циклов нагрева до 1200 °С и охлаждения образца до 200 °С в продуктах сгорания авиационного топлива Т-1 до появления первой трещины длиной 0,5 мм на поверхности покрытия. Испытания проводились на газодинамическом стенде ВИАМ. Продолжительность цикла испытаний составляла 1...3 мин. Результаты испытаний представлены в табл. 5.

Из табл. 5 видно, что применение покрытия СДП-2+ВСДП-16 обеспечивает 1,5–2-кратное повышение термостойкости по сравнению с покрытием

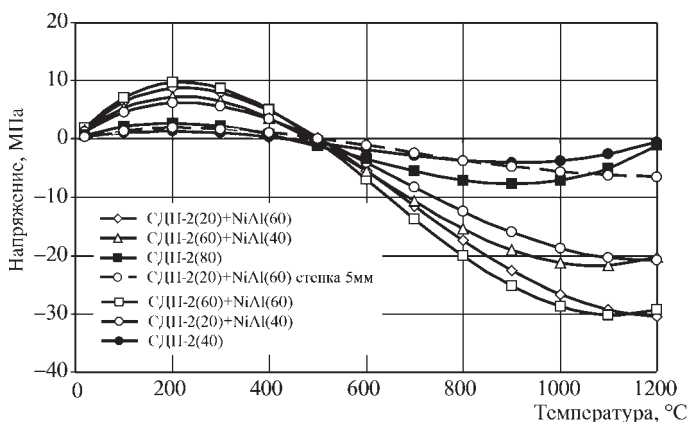
Таблица 5

**Термостойкость композиции ЖС26ВНК–жаростойкое покрытие по результатам испытаний на лабораторном стенде**

Тип образца	Тип покрытия	Число циклов до появления первой трещины	Режим испытаний
Рабочие лопатки	СДП-2	Не менее 750	1200...200 °С
	СДП-2 (80 мкм)+ NiAlY (40 мкм)	1200, 1300, 1500	
Клиновидные образцы	СДП-1	450	1000...200 °С
	СДП-2 (80 мкм)+ NiAlY (40 мкм)	600, 600, 650	1200...200 °С

СДП-2 при испытаниях по режиму 1200...200 °С. Повышение свойств у этой композиции по сравнению с покрытием СДП-1 еще больше, несмотря на более жесткий температурный режим испытаний.

На рис. 4 представлена сводная диаграмма, показывающая расчетную картину изменения нормальных напряжений в стенке из сплава ЖС26ВНК толщиной 1 мм при температурах до 1200 °С для покрытий СДП-2 толщиной 40 и 80 мкм и СДП-2 (20...60 мкм)+NiAl (40...60 мкм). Можно отметить, что создание оптимальных для повышения термостойкости сжимающих напряжений в поверхности детали из ЖС в области температур выше 800...1200 °С являются двухслойные покрытия типа СДП-2 (20...60 мкм)+NiAl (40...60 мкм). В результате в условиях испытаний на термостойкость двухслойные покрытия показали более высокие результаты по сравнению с покрытием СДП-2. Снижение результатов испытаний покрытий на монолитных клиновидных образцах по сравнению с теми же покрытиями на



**Рис. 4.** Изменение величины нормальных напряжений в поверхности тонкостенной детали из сплава ЖС26ВНК с покрытиями типа СДП-2 (черные маркеры) и СДП-2+NiAl (белые маркеры)

лопатках турбин связано с влиянием толщины стенки (подложки) на величину сжимающих напряжений, которые в соответствии с уравнением (8) с увеличением толщины подложки должны уменьшаться (см. пунктирную линию на рис. 4).

**Выводы**

Анализ эволюции нормальных упругих напряжений, возникающих в поверхности никелевых сплавов для рабочих лопаток турбин под жаростойкими алюминидными покрытиями, позволяет сделать следующие выводы:

1. Покрытие СДП-2+NiAl обеспечивает создание в поверхности подложки из ЖС сжимающих нормальных напряжений при рабочих температурах, характерных для турбин высокого давления современных авиационных ГТД, что повышает в 1,5–2 раза термостойкость композиции сплав–покрытие по сравнению с серийным покрытием СДП-2 при нагреве по режиму 1200...200 °С в продуктах сгорания авиационного топлива без учета напряженного состояния.
2. Серийное многокомпонентное конденсированное покрытие типа СДП-1 для применения в области температур свыше 1000 °С непригодно, так как стимулирует увеличение растягивающих нормальных напряжений в поверхности защищаемого сплава с ростом температуры.
3. Разработанная аналитическая модель определения нормальных упругих напряжений в многослойной системе может быть использована для выбора материалов и параметров защитных покрытий на детали горячего тракта ГТД.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Zhu D., Miller R.A. Thermal barrier coatings for advanced gas turbine and diesel engines // NASA/TM–1999-209453. Glenn Research Center. 1999. 17 p.
2. Уитл Д.П. Высокотемпературное окисление жаропрочных сплавов // Жаропрочные сплавы для газовых турбин: под ред. Р.Е. Шалин; пер. с англ. М.: Металлургия, 1981. С. 44–58.
3. Биркс Н., Майер Д. Введение в высокотемпературное окисление металлов: под ред. Е.А. Ульянина; пер. с англ. М.: Металлургия. 1987. 184 с.
4. Васильевский Г.Е., Рапп Р.А. Высокотемпературное окисление // Жаропрочные сплавы: под ред. Ч. Симс, В. Хагель. М.: Металлургия, 1976. С. 266–293.
5. Рыжов Н.М., Семёнов М.Ю. Определение коэффициента диффузии углерода для расчета неизотермических режимов высокотемпературной ионной нитроцементации // Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. № 6. С. 26–30.
6. Льяной Н.В. Диффузия углерода в сплавах Ni–C, Co–C, Fe–C // Металлы. 1999. № 1. С. 119–122.

7. **Третьяков В.И., Фан Бай, Ампилогов А.Ю.** Моделирование процессов формирования диффузионной зоны при ограниченной растворимости насыщающего элемента в сплаве // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 5 (611). С. 22–26.

8. **Еремеев В.С.** Диффузия и напряжения. М.: Энергоатомиздат, 1984. 180 с.

9. **Ray A.K.** Crack propagation studies and bond coat properties in thermal barrier coatings under bending // *Bulletin Material Science*. April 2001. V. 24. № 2. P. 203–209.

10. **Moskal G.** Measurement of residual stress in plasma-sprayed TBC with a gradient of porosity and chemical composition // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. August 2007. V. 23. Issue 2. P. 31–34.

11. **Hsueh C.H., Fuller E.R.** Analytical modeling of oxide thickness effects on residual stresses in thermal barrier coatings // *Scripta materials*. 2000. V. 42. No. 8. P. 781–787.

12. **Taymaz I.** Comparison of thermal stresses developed in  $Al_2O_3$ -SG,  $ZrO_2$ -(12 % Si+Al) and  $ZrO_2$ -SG thermal barrier coating systems with NiAl, NiCrAlY and NiCoCrAlY interlayer materials subjected to thermal loading // *Surface and Coatings Technology*. 1999. No 116–119. P. 690–693.

13. **Федосьев В.И.** Сопротивление материалов. М.: Наука, 1972. 544 с.

14. **Забродина Н.В.** Сплавы на основе алюминидов никеля для защитных конденсационных покрытий лопаток

турбин авиационных ГТД; автореф. ... дис. канд. техн. наук: 05.02.01 – Материаловедение (машиностроение). М.: ВИАМ, 1988. 26 с.

15. **Haynes J.A., Pint V.A., Wright I.G.** Comparison of thermal expansion and oxidation behavior of various high-temperature coating materials and superalloys // *Materials at high temperatures*. 2004. № 21 (2). P. 87–94.

16. **Косицин С.В.** Структура и фазовая стабильность жаростойких ( $\beta+\gamma$ )-сплавов системы Ni-Co-Cr-Al // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2000. № 11. С. 21–28.

17. **Косицин С.В.** Диаграммы структурно-фазового состояния  $\beta/\gamma$ -эвтектик системы Ni-Co-Cr-Al // *Металлы*. 2003. № 1. С. 109–118.

18. **Абраимов Н.В.** Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.

19. **Коломыцев П.Т.** Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1984. 216 с.

20. **Cremer R.** Thermal stability of Al-O-N PVD diffusion barriers // *Surface and Coating Technology*. 1998. № 108–109. P. 48–58.

21. **Самсонов Г.В., Винницкий И.М.** Тугоплавкие соединения (справочник). М.: Металлургия, 1976. 560 с.

22. **Самсонов Г.В.** Физико-химические свойства окислов. М.: Металлургия, 1969. 456 с.

УДК 621.8.004.67:621.791.76/79

**П.И. Бурак<sup>1</sup>, Р.А. Латыпов<sup>2</sup>, А.В. Серов, А.М. Бугаев<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Московский государственный агроинженерный университет имени В.П. Горячкина,

<sup>2</sup>Московский государственный вечерний металлургический институт)

E-mail: pavelburak@gmail.com

## Особенности получения восстанавливаемых покрытий электроконтактной приваркой металлической ленты\*

*Показан способ получения восстанавливаемых покрытий электроконтактной приваркой металлической ленты. Рассмотрены особенности образования соединения покрытия с основой в три стадии: образование физического контакта; активация контактных поверхностей (образование активных центров); объемное взаимодействие. Предложены основные направления интенсификации процессов образования соединений покрытия и основы при электроконтактной приварке лент.*

**Ключевые слова:** электроконтактная приварка, лента, покрытие, восстановление, соединение, сварка и родственные процессы.

*The way of receiving restored coverings is shown by electrocontact welding metal tape. Features of formation of connection of a covering with a basis in three stages are considered: formation of physical contact; activation of contact surfaces (formation of the active centers); volume interaction. The main directions of an intensification of processes of formation of connections of a covering and a basis are offered at electrocontact welding of tapes.*

**Keywords:** electrocontact welding, tape, covering, restoration, connection, welding and related processes.

Способ электроконтактной приварки металлических лент, называвшийся ранее контактным электро-

импульсным покрытием, был разработан в 1954–1955 гг. в ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии коллективом исследователей под руководством А.В. Поляченко, которые, на основании предварительно проведенных исследований, предложили ис-

\*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 12-08-00189-а.

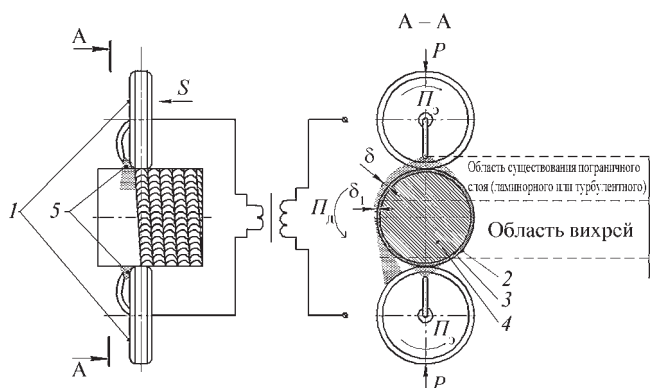


Рис. 1. Схема электроконтактной приварки

пользовать короткие импульсы тока для восстановления деталей. Дальнейшие исследования в данном направлении проводились в Московском государственном агроинженерном университете имени В.П. Горячкина, Челябинском государственном агроинженерном университете, Башкирском государственном аграрном университете, Азово-Черноморской государственной агроинженерной академии и в других вузах.

Сущность метода заключается в приварке к изношенной поверхности деталей стальной ленты регулирующими импульсами тока. Приварка ленты происходит в месте контакта электрод–лента–деталь в результате нагрева некоторых объемов детали и ленты от тепла, выделяемого импульсами тока, а также благодаря сжатию участков, нагретых сварочными электродами (рис. 1).

Сплошная электроконтактная приварка ленты осуществляется путем воздействия импульсов тока, образующих перекрывающиеся сварочные точки, располагаемые по винтовой линии вследствие вращения детали и продольного перемещения сварочных электродов.

Технологический процесс восстановления изношенных деталей электроконтактной приваркой стальной ленты включает следующие операции: подготовку деталей и стальной ленты для восстановления, приварку ленты, обработку деталей после приварки.

Материал ленты подбирают с учетом оптимальной твердости, износостойкости приваренного слоя в соответствии с требованиями, предъявляемыми к восстанавливаемой детали. Твердость и износо-

стойкость привариваемого слоя зависят от химического состава материала ленты, содержания углерода и легирующих элементов в материале.

Основными технологическими параметрами электроконтактной приварки ленты являются: окружная скорость, шаг приварки, давление сварочных электродов, действующее и амплитудное значение тока приварки, длительность импульса тока, пауза между импульсами тока.

Для исключения нагрева детали и улучшения заделки приваренного слоя в зону сварки подают охлаждающую жидкость.

Электроконтактную приварку металлических лент осуществляют на установках "Ремдеталь" (рис. 2):

для восстановления деталей типа "вал" – 011-1-02Н, 01.11-022, ОКС-12296;

для восстановления электроконтактной приваркой стальной ленты наружных и внутренних поверхностей чугунных и стальных деталей – 011-1-10;

для нанесения слоя металлических материалов (лента, порошковые материалы) на внутреннюю поверхность гильз и цилиндров двигателей и др. – 011.1-06.01.

Исследователи в области восстановления деталей сельскохозяйственной техники электроконтактной приваркой рекомендуют ленты из конструкционных, инструментальных и коррозионностойких сталей толщиной 0,25...0,8 мм.

Работоспособность деталей, восстановленных электроконтактной приваркой металлической ленты,

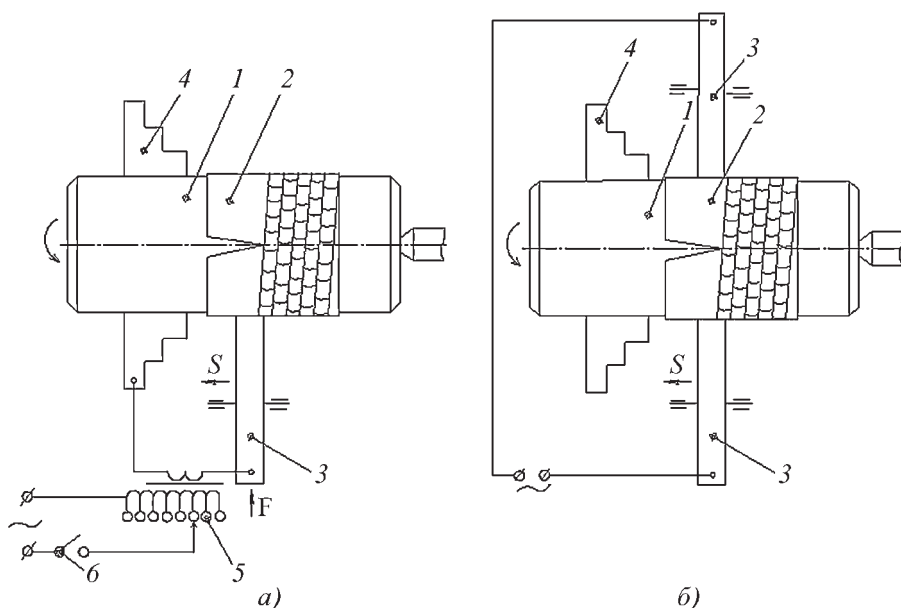


Рис. 2. Схемы восстановления цилиндрических деталей электроконтактной приваркой металлических лент:

а — одноролковая; б — двухролковая



определяется качеством получения покрытия, зависящего от правильного выбора материала ленты, предварительного раскроя и ее подготовки, закрепления ленты на восстанавливаемой поверхности, дефектов электроконтактной приварки в виде микротрещин и трещин, выкрашиваний приваренного слоя, прочности соединения покрытия с основой и других составляющих процесса [1].

При выборе материала ленты необходимо учитывать, что ленты из конструкционных сталей (20, 45, 60 и т.д.) обладают высокой прочностью, удовлетворительной пластичностью и вязкостью, коррозионной стойкостью в атмосферных условиях. Как правило, они используются при ударных и переменных нагрузках.

При проектировании технологических процессов восстановления изношенных деталей электроконтактной приваркой лент необходимо учитывать особенности процессов образования соединения покрытия с основой.

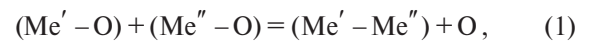
Известно, что процесс образования соединения материалов электроконтактной приваркой осуществляется в твердой фазе, чему посвящены работы М.Х. Шоршорова, Ю.Л. Красулина, Ю.В. Клименко, Р.А. Латыпова, из которых установлено, что процесс образования соединения при электроконтактной приварке следует рассматривать протекающим в три основные стадии: образование физического контакта; активация контактных поверхностей (образование активных центров); объемное взаимодействие.

В соответствии с концепцией трехстадийности процесса образования соединения между металлами в твердой фазе следует, что независимо от характера и интенсивности деформационного или термомеханического воздействия (т.е. от способа электроконтактной приварки) природа образования соединения едина. Различия заключаются в кинетике протекания отдельных стадий процесса, которая определяется температурно-скоростными условиями деформирования металлов, степенью локализации и механическими деформациями, а также особенностями развития релаксационных процессов в зоне соединения.

В зависимости от температурно-скоростных условий деформирования при электроконтактной приварке однородных металлов на стадии объемного взаимодействия могут протекать различные процессы релаксационного характера: схватывание атомов контактных поверхностей; упорядоченность зоны соединения и превращение ее в большеугловые межзеренные границы, ориентированные вдоль первоначальной плоскости контакта; релаксация напряжений и др. Все указанные процессы взаимосвязаны в связи с их влиянием на кинетику образования соединения.

Два процесса – схватывание атомов контактных поверхностей и миграция большеугловых межзеренных границ – являются основными, без развития которых не может быть получено соединение.

Анализ движущих сил образования соединения при электроконтактной приварке, когда образование соединения заканчивается только схватыванием контактных поверхностей, показал



где  $Me'$  и  $Me''$  – атомы металла одной и второй контактной поверхности;  $O$  – кислород.

Такая форма записи уравнения реакции процесса схватывания означает, что контактные поверхности металлов покрыты слоем оксида, а в результате реакции образуется новое соединение ( $Me' - Me''$ ) – результат межатомного валентного взаимодействия. Таким образом, процесс схватывания металлов в твердой фазе можно представить как химическую реакцию, в результате которой между атомами двух соединяемых поверхностей происходит межатомное валентное взаимодействие и образуются химические связи.

Проанализируем процесс схватывания двух кристаллов, поверхности которых геометрически и атомно неоднородны и имеют слой оксида ("реальные" поверхности). Согласно теории окисления, для большинства металлов вначале имеет место адсорбция, далее следует само окисление, скорость которого определяется значениями параметров процесса и природой металла. В этом случае различаются химически адсорбированный слой (как это бывает в случае "полуреальной" поверхности) и слой оксида определенного стехиометрического состава.

Теплота химической адсорбции в большей части случаев выше теплоты образования оксида одинакового стехиометрического состава, поэтому стабильность комплекса химической адсорбции более высокая, чем оксида. Это важно при оценке роли активных центров в процессе схватывания.

Многочисленные данные свидетельствуют о том, что длительная обработка большинства металлов при высоких температурах может обеспечить удаление с поверхности слоя оксида, но не обеспечивает получения абсолютно чистой (ювенильной) поверхности. Таким образом, процесс очистки металлической поверхности от слоя оксида не тождественен процессу разрыва связей (десорбции) металл–кислород в химически адсорбированном слое.

После завершения процесса схватывания на большей части контактной поверхности зона соединения с определенными допущениями представляет собой совокупность большеугловых межзеренных границ,

ориентированных вдоль первоначальной плоскости контакта. При определенных температурно-скоростных условиях деформирования такие границы могут мигрировать за счет образования активных центров.

Зависимость максимального размера активного центра  $D_{\max}$  от времени электроконтактной приварки  $t$  описывают выражением

$$D_{\max} = G(t - t_{\text{и}}), \quad (2)$$

где  $G$  – скорость роста активного центра, постоянная во времени;  $t_{\text{и}}$  – инкубационный период или время зарождения активного центра.

С учетом особенностей электроконтактной приварки можно допустить, что

$$D_{\max} = 2Gt, \quad (3)$$

т.е. время образования активного центра значительно меньше времени их роста до видимых размеров.

Температурная зависимость скорости роста активного центра имеет вид

$$G = G_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (4)$$

где  $G_0$  – предэкспоненциальный член;  $Q$  – температурный коэффициент скорости роста активного центра;  $R$  – межъядерное расстояние;  $T$  – температура.

Предварительные исследования процессов роста активного центра позволили установить следующее:

1. На скорость роста активного центра  $G$  в уравнении (4) существенное влияние оказывает способ электроконтактной приварки, влияющий на степень предварительной деформации привариваемого металла, температура ее осуществления, причем наиболее существенный рост  $G$  наблюдается при увеличении деформации привариваемого компактного материала (металлическая лента) от 10 до 30 %. Значение температурного коэффициента  $Q$  при этом не зависит от степени деформации и температуры ее осуществления. Влияние степени деформации на  $G$  объясняется не только возрастанием энергетической стимуляции в результате увеличения поглощенной при деформации энергии, но и тем, что доля энергии, выделяемой при возврате, предшествующем росту активного центра, уменьшается с увеличением степени деформации.

2. На значение  $G$  в уравнении (4) существенное влияние оказывает наличие в металле примесей, которые увеличивают или замедляют рост активного центра.

3. В процессе роста активного центра в деформированном металле наблюдается перестройка дислокаций.

Увеличение степени пластического деформирования соединяемых металлов сопровождается ростом

плотности дислокаций и, следовательно, повышением плотности активных центров. Уменьшение расстояний между активными центрами должно приводить к обрезанию полей упругих деформаций фиктивных призматических дислокаций и уменьшению свободной энергии границ очагов схватывания, обеспечивая образование термодинамически устойчивых очагов схватывания при меньших температурах. Таким образом, для данных металлов увеличение степени пластической деформации равносильно повышению температуры нагрета.

Для расчета плотности активных центров была принята следующая физическая модель их образования. Известно, что в процессе пластической деформации на поверхности соединяемых металлов выходят дислокации. После образования очагов схватывания соответствующие дислокации в поверхностном слое металла аннигилируют. В то же время развитие пластического деформирования привариваемого металла сопровождается образованием и выходом на поверхность новых дислокаций. Таким образом, плотность активных центров оказывается большей, чем плотность дислокаций в металле в каждый конкретный момент времени. Согласно изложенной модели, рост количества активных центров зависит не только от плотности дислокаций, но и от величины пластической деформации.

На основании дислокационной теории пластического деформирования металлов автором [2] получена зависимость, связывающая плотность дислокаций  $\rho$  с температурой пластического деформирования  $T$

$$\rho = \left(\frac{0,5 \sigma_{\text{т.о}}}{AbG}\right)^2 \left(1 - \frac{T}{T_{\text{пл}}}\right)^4, \quad (5)$$

где  $\sigma_{\text{т.о}}$  – предел текучести при 20 °С;  $A$  – численная константа;  $b$  – вектор Бюргерса дислокации;  $G$  – модуль сдвига;  $T$  – температура;  $T_{\text{пл}}$  – температура плавления.

Расчеты, выполненные по выражению (5), показывают резкое снижение  $\rho$  с увеличением  $T$ . Полагая, что количество вышедших на поверхность новых дислокаций пропорционально отношению  $\frac{\Delta h}{L}$  (где  $\Delta h$  – приращение величины деформирования привариваемого металла;  $L$  – расстояние пробега дислокации), а также, что расстояние между дислокациями  $L = \rho^{-0,5}$ , получили

$$\rho_a = B \sum_{i=1}^N \left(\frac{G_{\text{т.о}}}{AbG}\right)^3 \left(1 - \frac{T_i}{T_{\text{пл}}}\right)^6 \Delta h_i, \quad (6)$$

где  $\rho_a$  – плотность активных центров;  $B$  – поправочный коэффициент, учитывающий погрешности схе-

матизации принятой модели изменения  $\rho_a$ ;  $T_i$  – температура на  $i$ -м шаге вычислений;  $N$  – количество шагов вычислений.

Расчеты по выражению (6) показывают увеличение плотности активных центров  $\rho_a$  с повышением  $T$ , несмотря на снижение  $\rho$ .

Проведенный анализ процессов схватывания и образования соединения металлов при электроконтактной приварке относится к раздельно проводимым операциям деформации. Формирование структуры зоны соединения происходит в условиях горячей деформации. Движущими силами процессов схватывания и образования соединения металлов при электроконтактной приварке в условиях горячей деформации могут быть энергия, накапливаемая при пластической деформации, или стремление к уменьшению зернограничной энергии. Это зависит от кристаллографических, структурных и других особенностей металла и термомеханических условий процессов.

Предварительные результаты исследований структурных изменений при электроконтактной приварке показывают следующее:

1. Наряду с факторами (степень деформации, температура и длительность процесса), которые определяют процесс схватывания и образования соединения металлов при электроконтактной приварке, большое влияние оказывает скорость пластической деформации.

2. Скорость пластической деформации может изменить в значительной степени характер процессов схватывания и образования соединения металлов при электроконтактной приварке.

3. При малых скоростях деформации и высоких температурах образуются незначительные искажения кристаллической решетки, так как их накоплению препятствуют быстро протекающие процессы отдыха и возврата. При этом происходит развитие структур полигонизации внутри исходных зерен.

4. При больших скоростях деформации скорость накопления искажений превышает скорость устранения их путем отдыха и возврата, причем наибольшие искажения получают приграничные участки зерен и в меньшей степени участки по границам фрагментов. На этих участках и происходит образование активных центров.

5. Ранняя стадия деформации привариваемого металла характеризуется неоднородностью пластической деформации отдельных зерен, причем повышение температуры или давления увеличивает степень такой неоднородности.

Для оценки прочности соединения покрытия с основой при электроконтактной приварке в работе

приняли относительную прочность  $\bar{\tau}$ , которая рассчитывается по следующей формуле [2]:

$$\bar{\tau} = \rho_a^S, \quad (7)$$

где  $S$  – площадь одного очага схватывания.

При расчете  $S$  принимали, что образование химических связей между металлами происходит в некоторой окрестности  $R_U$  активного центра с уровнем энергии  $U \geq E_a$ , где  $E_a$  – энергия активации образования сварочного соединения. При расчете  $U$  учитывали не только энергию упругого поля дефекта кристаллической решетки  $U_d$ , но и тепловую энергию сварки  $U_T$ , а также механическую энергию  $U_m$  упругого сжатия соединяемых поверхностей сварочным усилием.

Величину  $U_d$  находили для случая краевой дислокации по модели Пайерлса-Набарро. Тепловую составляющую энергии сварки  $U_T$  определяли через постоянную Больцмана  $k$  и температуру  $T$ . Механическую энергию  $U_m$  упругого сжатия свариваемых поверхностей определяли на основании закона Гука. На основании принципа эквивалентности теплового и механического видов энергии активации приняли, что энергия активации составляет  $E_a = k T_{пл}$ .

Расчет радиуса  $R_U$  и площадь очага схватывания  $S$  находили как [2]

$$R_U = \left( \frac{a}{2(1-\mu)} \right) \operatorname{tg} \left[ 0,5 \arccos \left( \frac{4\pi^2 a (k(T_{пл} - T) - p_a^2 a^3 E^{-1})}{Gb^3} - 1 \right) \right], \quad (8)$$

$$S = \pi \left( \frac{\bar{a}}{2(1-\mu)} \right)^2 \operatorname{tg}^2 \left[ 0,5 \arccos \left( \frac{4\pi^2 a (k(T_{пл} - T) - p_b^2 a^3 E^{-1})}{Gb^3} \right) \right], \quad (9)$$

где  $a$  – межатомное расстояние;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $G$  – модуль сдвига;  $b$  – вектор Бюргера дислокации;  $p_{св}$  – давление сварки;  $E$  – модуль Юнга.

При расчете  $\bar{\tau}$  по выражению (7) необходимо определить, возможно ли образование соединения при сколь угодно малых значениях  $S$ , т.е. существует ли минимально допустимая температура  $T$ , ниже которой соединение металлов с реальной прочностью достигнуто быть не может. Для этого была рассмотрена термодинамическая вероятность образования твердофазного соединения. Был рассмотрен единственный очаг схватывания с радиусом  $R$  при сварке двух "идеальных" кристаллов (рис. 3).

Наличие химических связей в пятне схватывания свидетельствует о том, что поверхностные атомы двух тел сближены до величины периода кристаллической решетки  $a$ . Отсутствие химической связи вне этого пятна говорит о том, что поверхностные атомы тел

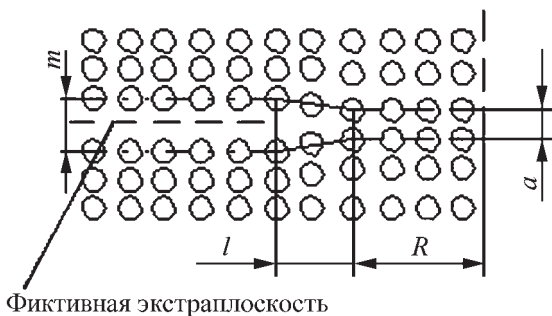


Рис. 3. Модель очага схватывания

удалены друг от друга на некоторое расстояние  $m > a$ . Изменение расстояния между поверхностными атомами двух тел в некоторой зоне  $l$  перехода от очага схватывания к свободным поверхностям должно вызывать появление упругих искажений кристаллической решетки, убывающих с удалением от границы очага схватывания. С учетом сказанного, изменение свободной энергии системы  $\Delta F$  при образовании очага схватывания должно учитывать не только ее уменьшение на величину  $\Delta F_S = F_{гр} - 2F_n$ , но и увеличение на некоторую величину  $\Delta F_l$  за счет искажения кристаллических решеток свариваемых тел у границы образующегося очага схватывания  $\Delta F = -\Delta F_S + \Delta F_l$ .

Критическое значение радиуса очага схватывания  $R_{кр}$ , при превышении которого образующиеся очаги схватывания являются термодинамически устойчивыми, соответствует условию  $\frac{d(\Delta F)}{dR} = 0$ .

Представляя границу очага схватывания в виде призматической дислокации (Дж. Хирт и И. Лоте) с фиктивной экстраплоскостью между свободными поверхностями (см. рис. 3), получили

$$\Delta F = -\pi R^2 (2f_n - f_{гр}) + \pi R \frac{Gb_\phi}{2(1-\mu)} \left( \ln \frac{32R}{b_\phi} - 1 \right), \quad (10)$$

где  $f_n, f_{гр}$  – удельные свободные энергии поверхности и межзеренной границы соответственно;  $b_\phi$  – вектор Бюргера фиктивной призматической дислокации.

Отсюда

$$R_{кр} = 1,25 \frac{Gb_\phi^2}{\pi(1-\mu)(2f_n - f_{гр})}. \quad (11)$$

Условием образования устойчивых очагов схватывания является выполнение неравенства  $\frac{R_U}{R_{кр}} \geq 1$ . Температуру, приводящую к выполнению условия  $\frac{R_U}{R_{кр}} = 1$ , обозначили как критическую температуру  $T_{кр}$ .

Сопоставление значений  $R_U$ , рассчитанных по зависимости (8), и  $R_{кр}$ , численно найденных при решении уравнения (10) в допущении  $b_\phi = b = a$ , показывает, что для железа условие  $R_U = R_{кр}$  начинает выполняться при  $T > 600...700$  °С. Таким образом, температуру  $T = 600...700$  °С можно рассматривать в качестве пороговой для сварки железа.

Для железа при температурах  $T_{кр} = 600...700$  °С расчеты дают значения  $R = R_{кр} = 3a$ . Следовательно, при расчете относительной прочности  $\bar{\tau}$  по зависимости (7) для сталей следует использовать только площади очагов схватывания  $S$ , соответствующих условию  $R_U > 3a$ .

Таким образом, в общем случае кривая роста относительной прочности соединения, получаемого при электроконтактной приварке лент, в зависимости от температуры состоит из трех характерных участков (рис. 4).

Область I характеризуется интенсивным приростом относительной прочности, обеспечиваемым за счет роста плотности активных центров при мало меняющихся размерах очагов схватывания. В области II интенсивность прироста несколько ниже за счет уменьшения интенсивности образования активных центров. В области III интенсивность прироста относительной прочности снова возрастает за счет интенсивного увеличения размеров очагов схватывания при мало меняющейся плотности активных центров. Таким образом, обеспечить высокую прочность соединения металлов при снижении количества вводимой в зону приварки тепловой энергии можно за счет повышения плотности активных центров вследствие интенсификации процессов пластического деформирования металлов в зоне образования сварного соединения.

Для целенаправленной разработки методов интенсификации было предложено использовать кинетическую схему, на которой систематизированы научные представления о трехстадийном характере взаимодействия контактирующих поверхностей при

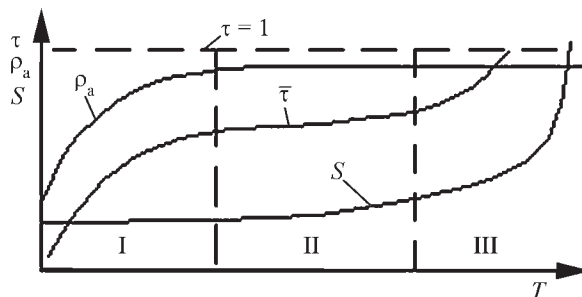


Рис. 4. Обобщенная кривая зависимости относительной прочности от температуры



сварке. С помощью этой схемы можно выбирать технологические воздействия, которые интенсифицируют те или иные физико-химические процессы в контактной зоне на каждой стадии.

Образование физического контакта на первой стадии можно интенсифицировать циклическим изменением сварочного давления, введением ультразвуковых колебаний в зону соединения, наложением крутильных колебаний и другими способами.

Любое воздействие (физическое или химическое), обеспечивающее разрыв и последующее восстановление связей поверхностных атомов, интенсифицирует процессы на второй стадии.

Наложение электростатических и магнитных полей, облучение материалов ионизирующими частицами высоких энергий и другие виды воздействия позволяют интенсифицировать массообмен и релаксацию напряжений на третьей стадии процесса взаимодействия соединяемых поверхностей.

Наиболее простым способом интенсификации процесса образования физического контакта является циклическое изменение сварочного давления [3]. Для этого в пневматическую схему нагружения роликовых электродов дополнительно вводят соответствующее устройство, позволяющее создавать статический, симметричный, пульсационный и другие циклы нагружения роликовых электродов.

При каждом новом нагружении, направленном перпендикулярно плоскости контакта, наблюдается период активной деформации микровыступов и неустановившейся ползучести, что связано с развитием процессов возврата на этапах снятия нагрузки. Данный режим электроконтактной приварки позволяет повысить прочность соединений и уменьшить температуру процесса.

Другой способ интенсификации процессов пластического деформирования металлов в зоне образо-

вания сварного соединения предусматривает применение промежуточных слоев, которые позволяют снижать химическую неоднородность в зоне соединения, снимать остаточные напряжения и устранять влияние различия в значениях коэффициента линейного теплового расширения соединяемых материалов; предотвращать их пластическую деформацию; существенно снижать основные параметры режима электроконтактной приварки (температуру, сварочное давление, время импульса) при одновременном обеспечении высокой прочности соединений, что имеет наиболее важное значение; снижать воздействие термомеханического цикла на деталь при ее восстановлении и повышать ее эксплуатационные свойства, особенно ударную вязкость и циклическую прочность [4].

Способ получения восстанавливаемых покрытий электроконтактной приваркой металлической ленты повышает ресурс детали в 2...2,5 раза, износостойкость поверхности – в 1,5...1,7 раза и другие эксплуатационные показатели.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бурак П.И. Продление ресурса деталей электроконтактной приваркой // Тракторы и сельхозмашины. 2010. № 6. С. 42–44.
2. Бульчев В.В. Повышение прочности электроконтактной приварки проволоки за счет увеличения ее осевого деформирования // Ремонт, восстановление, модернизация. 2011. № 9. С. 7–10.
3. Пат. 2412791 РФ. МПК В 23К 11/06. Способ электроконтактной наплавки / П.И. Бурак; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО МГАУ. № 2009146362/02 ; заявл. 14.12.09 ; опубл. 27.02.11. Бюл. № 6. 4 с.
4. Бурак П.И., Латыпов Р.А. Влияние промежуточного слоя на свойства покрытия из стали 50ХФА, полученного электроконтактной приваркой // Сварочное производство. 2011. № 2. С. 20–24.



УДК 669.71

Е.Д. Головин<sup>1</sup>, В.А. Кузнецов<sup>2</sup>, А.Н. Черепанов<sup>3</sup>, А.А. Батаев<sup>1</sup>, И.А. Батаев<sup>1</sup>, С.В. Веселов<sup>1</sup><sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет;<sup>2</sup> ОАО "СИБЭЛЕКТРОТЕРМ", г. Новосибирск;<sup>3</sup> Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, г. Новосибирск)

E-mail: edgolovin@yandex.ru

## Структура и свойства модифицированного алюминия АД0\*

*Проанализировано влияние наноразмерных порошковых модификаторов на процесс кристаллизации алюминия АД0. Методом рентгеноструктурного анализа показано, что модифицирование наноразмерными частицами существенно снижает степень анизотропии кристаллической структуры отливок. Исследование тонкой структуры слитков методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что плотность дислокаций в модифицированных образцах на порядок выше по сравнению с немодифицированными. На границах ячеек с повышенной плотностью дислокаций зафиксированы наноразмерные частицы. Малые размеры и объемная доля не позволяют надежно идентифицировать природу этих частиц. Результатом модифицирования технически чистого алюминия является повышение прочностных свойств на 10...12%. При этом величина относительного удлинения образцов модифицированного металла возрастает с 12 до 30%.*

**Ключевые слова:** алюминий, модифицирование, нанопорошки, структура, механические свойства.

*At present work influence of nanoscale powder modifiers onto pure cast aluminum crystallization is investigated. X-ray diffraction analysis has shown that nanoscale powders modifying significantly reduces anisotropy of produced castings. Observations of castings structure conducted by transmission electron microscopy method has shown that dislocations density in modified samples is by order of magnitude greater than that of non-modified samples. In dislocation cells boundaries nanoscale particles were observed. Their fine dimensions and small volume fraction impede identification of the particles. Modifying technically pure aluminum results in its strength enhancement by 10...12% and its specific elongation from 12 to 30%.*

**Keywords:** aluminum, modifying, nanoscale powder, structure, mechanical properties.

### Введение

Из множества технологических процессов, нашедших применение в промышленном производстве, особо могут быть выделены технологии литья. Важнейшими их достоинствами являются высокая производительность и возможность получения деталей сложной формы. Наряду с отмеченными и другими известными преимуществами по отношению к альтернативным технологическим процессам получения заготовок и деталей, литейные технологии имеют и существенные недостатки. Один из них заключается в относительно низком сочетании показателей прочности и пластичности. Обусловлено это тем, что практическая реализация процессов литья, как правило, сопровождается формированием грубой структуры литого материала. Образованию крупных элементов структуры способствует нагрев металла до высоких температур и достаточно низкая скорость его охлаждения.

В сочетании с такими дефектами, как пористость и ликвация химических элементов грубокристаллическая структура не позволяет обеспечить высокий ком-

плекс механических свойств изделий, полученных методами литья. Их свойства в большинстве случаев существенно ниже по сравнению с материалами, обработанными давлением или давлением в сочетании с резанием. Таким образом, проблема улучшения структуры и качества литых деталей является актуальной для современного промышленного производства. Модифицирование металла представляет собой возможный путь ее решения [1, 2]. Введение в кристаллизующийся металл труднорастворимых наноразмерных частиц является одним из эффективных направлений в этой области [3]. Учитывая достижения в направлении развития промышленных процессов получения нанопорошков и снижения их себестоимости, имеются основания полагать, что со временем процессы модифицирования литых материалов наночастицами станут экономически эффективными.

Цель работы — изучение влияния модифицирования наноразмерными частицами нитрида и карбонитрида титана на структуру и свойства технически чистого алюминия марки АД0.

### Материалы и методы проведения исследований

Для проведения технологических экспериментов использовали ~30 кг технически чистого алюминия

\* Работа выполнена в рамках Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009—2013 гг.

Таблица 1

Состав и количество используемых в эксперименте модификаторов

№ отливки	Модификатор	Масса, г
1	—	—
2	$K_2ZrF_6$	30,0
3	TiCN+Cu	24,0
4	TiC+Cu	18,5

марки АД0 (Fe – 0,22 %; Si – 0,10 %; Mn – 0,02 %; Ti – 0,05 %, остальное алюминий). Заливку металла осуществляли в формы, изготовленные из речного песка. Функцию связующего в литейных формах выполняло жидкое стекло, представляющее собой водный раствор силикатов натрия и калия  $(Na_2Si_2O_3)_n / (K_2Si_2O_3)_n$ . Перед заливкой металла формы прокаливали газовой горелкой. Выплавку алюминия осуществляли в индукционной печи ИСТ 1/0,16. Зеркало металла защищали слоем флюса NaF. Температура алюминия перед заливкой составляла 740 °С. Модифицирование алюминия осуществляли в графитовом ковше, в который из печи подавали ~6 кг металла. Из ковша алюминий заливали в формы. Всего было осуществлено четыре заливки, в трех случаях производилось модифицирование. В табл. 1 указан состав и количество вводимых модификаторов. Функцию контрольного материала выполнял немодифицированный алюминий АД0.

С целью модифицирования алюминия использовали порошок промышленного модификатора (гексафторцирконат калия  $K_2ZrF_6$ ), а также порошки карбида титана и карбонитрида титана, плакированные медью (рис. 1). Средний размер частиц TiC и TiCN составлял ~50 и 40 нм соответственно.

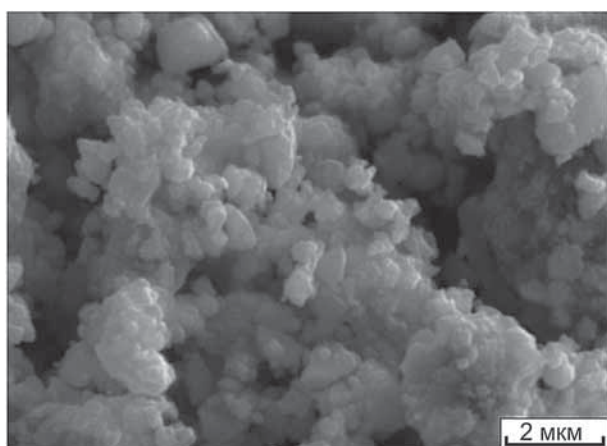


Рис. 1. Наноразмерный порошок карбонитрида титана, плакированный медью

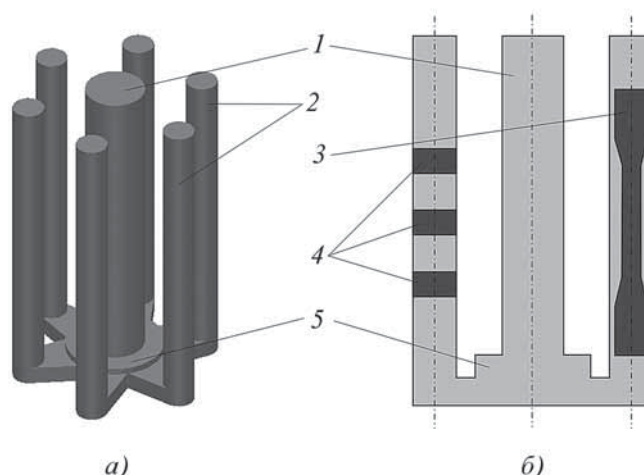


Рис. 2. Схема отливки из модифицированного алюминия (а) и вырезки из нее экспериментальных образцов (б):

1 – стояк; 2 – отливки; 3 – образец для механических испытаний; 4 – образцы для металлографических и рентгеноструктурных исследований; 5 – шлакоуловитель

Навески порошков в алюминиевой фольге помещали на дно разливочного ковша под струю металла. В ковше металл перемешивали в течение 30 с и заливали в прокаленную форму. Из полученных отливок были изготовлены образцы для проведения механических испытаний и структурных исследований (рис. 2). Структуру каждой отливки анализировали в трех сечениях. Металлографические шлифы изготавливали по стандартной методике. Для проведения рентгеноструктурного анализа использовались те же самые образцы. Из боковых элементов каждой отливки изготавливали 6 цилиндрических образцов для проведения испытаний на статическое одноосное растяжение.

Металлографические исследования были выполнены на микроскопах Carl Zeiss "AxioObserver A1m" и "AxioObserver Z1m". Дислокационную структуру сплавов изучали на трансмиссионном электронном микроскопе "Теснаі G2 TWIN" при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для проведения рентгеноструктурного анализа использовали дифрактометр "ARL X'TRA". В качестве основных показателей механических свойств изучаемых материалов использовали значения предела прочности и относительного удлинения. Рабочая часть образцов имела цилиндрическую форму с диаметром 10 мм. Механические свойства материалов определяли по схеме статического растяжения образцов на установке "Instron" модели 300DX.

### Результаты исследований и их обсуждение

Все исследуемые отливки имели однородную структуру. Участков с заметными отклонениями по

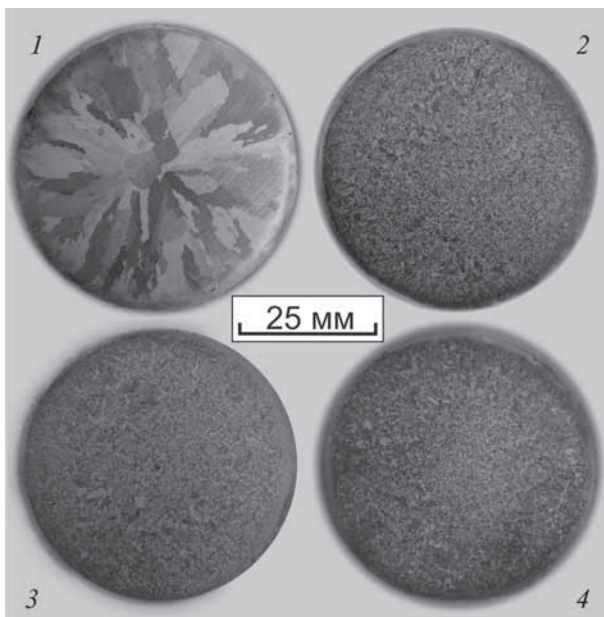


Рис. 3. Макроструктура литых алюминиевых образцов (без модификаторов) (1); после модифицирования гексафторцирконатом калия (2), наноразмерным карбонитридом титана (3) и наноразмерным карбидом титана (4)

размерам структурных составляющих в разных сечениях одних и тех же отливок выявлено не было. При наблюдении выявленной химическими травителями макроструктуры образцов отмечено существенное измельчение кристаллитов модифицированного металла по сравнению с контрольным материалом. Из-

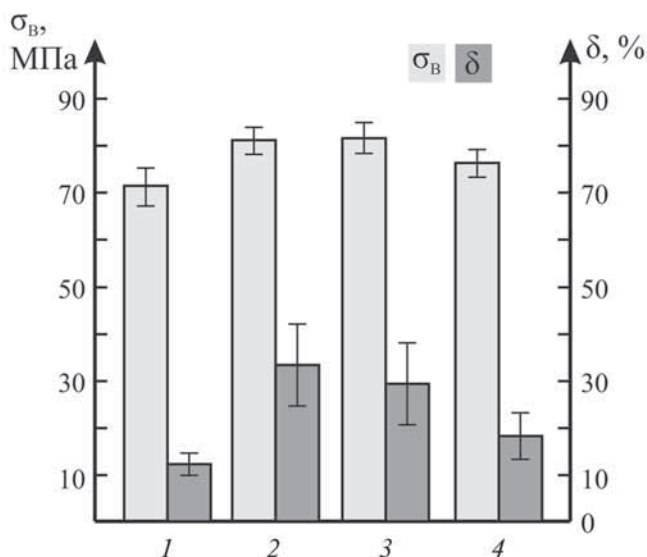


Рис. 4. Результаты испытаний литых алюминиевых образцов на статическое растяжение:

1 – контрольный (немодифицированный) материал; модифицированные: 2 –  $K_2ZrF_6$ ; 3 –  $TiCN+Cu$ ; 4 –  $TiC+Cu$

мельчение было зафиксировано при использовании всех трех типов модификаторов (рис. 3).

При проведении испытаний на растяжение стандартных цилиндрических образцов было установлено, что использование модификаторов приводит к увеличению предела временного сопротивления разрушению на 5...10 МПа относительного удлинения – на 10...20 % (рис. 4).

На поперечных образцах, вырезанных из боковых элементов отливок, были проведены рентгеноструктурные исследования. Анализу подвергалась поверхность образцов, перпендикулярная оси отливки. Дифракционные картины образцов регистрировались на  $\theta$ – $\theta$ -дифрактометре с использованием в качестве источника рентгеновского излучения медной рентгеновской трубки. Анализ образцов проводили в геометрии Брэгга–Брентано (на отражение) без монохроматизации падающего и отраженного излучения. Средняя величина фиксируемой энергодисперсионным  $Si(Li)$  детектором длины волны пучка  $\lambda$  составляла 0,15406 нм. Дифрактограммы регистрировали в режиме времени  $t$  от 1 до 10 с с шагом  $\Delta 2\theta = 0,02$  и  $0,05^\circ$ .

Результаты рентгенофазового анализа свидетельствуют о том, что введение модификаторов на стадии разлива металла не приводит к формированию в образцах новых кристаллических фаз. Установлено, что фазовый состав всех типов образцов представляет алюминий, обладающий ГЦК-решеткой с параметром элементарной ячейки  $\alpha$ , близким к 0,405 нм.

Анализ распределения интегральных интенсивностей рефлексов дифрактограмм относительно наиболее сильного пика, соответствующего семейству плоскостей (111) ГЦК-фазы, позволил выявить особенности процесса кристаллизации материалов (табл. 2). На дифракционных картинах образцов, полученных без введения модификаторов, на углах  $2\theta = 38,47^\circ$  и  $82,44^\circ$  наблюдается интенсивность рефлексов, существенно превышающая показатели остальных рефлексов ГЦК-фазы (рис. 5, а). Данные пики соответствуют семейству плоскостей (111) алюминия. Указанный факт свидетельствует о преимущественной ориентации кристаллографических плоскостей (111) зерен алюминия параллельно анализируемой поверхности образцов.

Согласно правилу Бравэ, скорость перемещения грани кристалла при росте обратно пропорциональна плотности упаковки этой грани атомами [4, 5]. Для алюминия наиболее плотной упаковкой атомов обладает семейство плоскостей (111), следовательно, можно предположить, что в направлении [111] скорость роста кристаллов минимальна.



Таблица 2

Распределение интегральных интенсивностей рефлексов алюминия относительно наиболее сильного пика фазы, соответствующего плоскостям семейства (111)

Индексы рефлекса (hkl)	Контрольный материал	Алюминий, модифицированный TiCN–Cu	Теоретические величины
(111)	100	100	100
(200)	8	86	48
(220)	1	51	31
(311)	2	33	35
(222)	18	8	10

Таким образом, согласно условиям подготовки образцов и данным рентгенофазового анализа направление роста кристаллов с наименьшей скоростью совпадает с осью кристаллизующегося слитка. В связи с этим предположили, что кристаллизация слитка протекает преимущественно в результате роста кристаллов от боковых стенок к центру слитка, что приводит к явной анизотропии механических свойств литых образцов.

Аналогичный анализ распределения интегральных интенсивностей на дифракционных картинах, соответствующих образцам с модификаторами, показал, что соотношение интенсивностей рефлексов существенно отличается от алюминия без добавок и приближается к теоретическим данным (рис. 5, б). Отмеченное явление позволяет утверждать, что в модифицированных материалах кристаллизация происходила хаотично, что привело к более равномерному распределению зерен по различным кристаллографическим направлениям. Данный факт свидетельствует об эффективности воздействия модификаторов на характер кристаллизации металла.

В целях анализа тонкой структуры образцов были проведены электронно-микроскопические исследования фольг из контрольного и модифицированных материалов (рис. 6). Во всех материалах анализировали плотность дислокаций и частицы присутствующих включений. В контрольных образцах алюминия плотность дислокаций составляет  $2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ . Размеры включений (рис. 6, а), выделяющихся преимущественно по границам зерен, составляют 0,3...3,0 мкм. В составе всех наблюдаемых частиц методом микро-рентгеноспектрального анализа зафиксированы железо и алюминий (рис. 7). Частицы данного типа

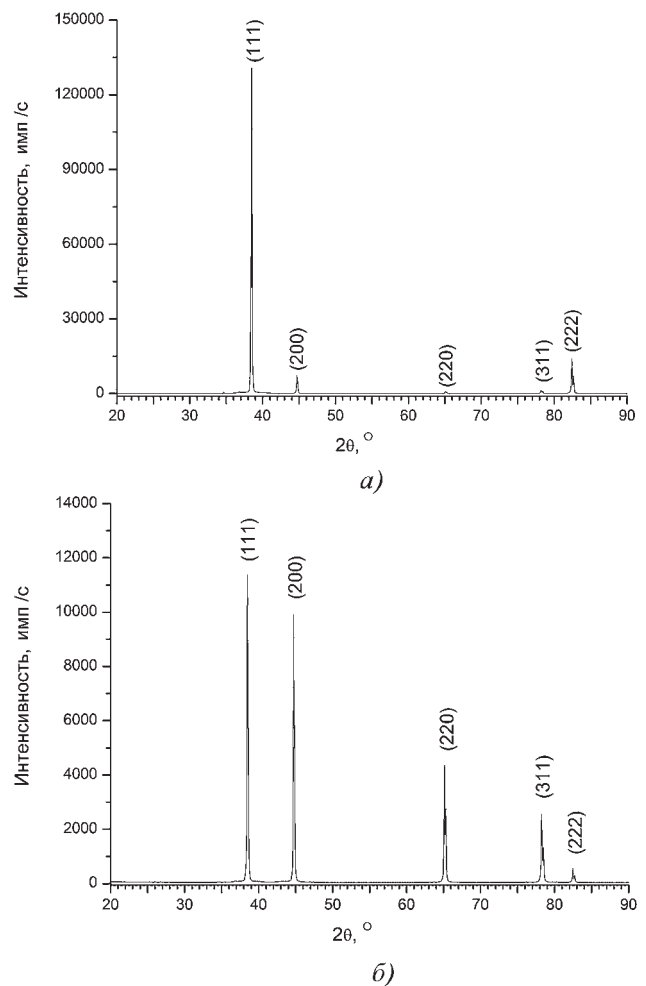
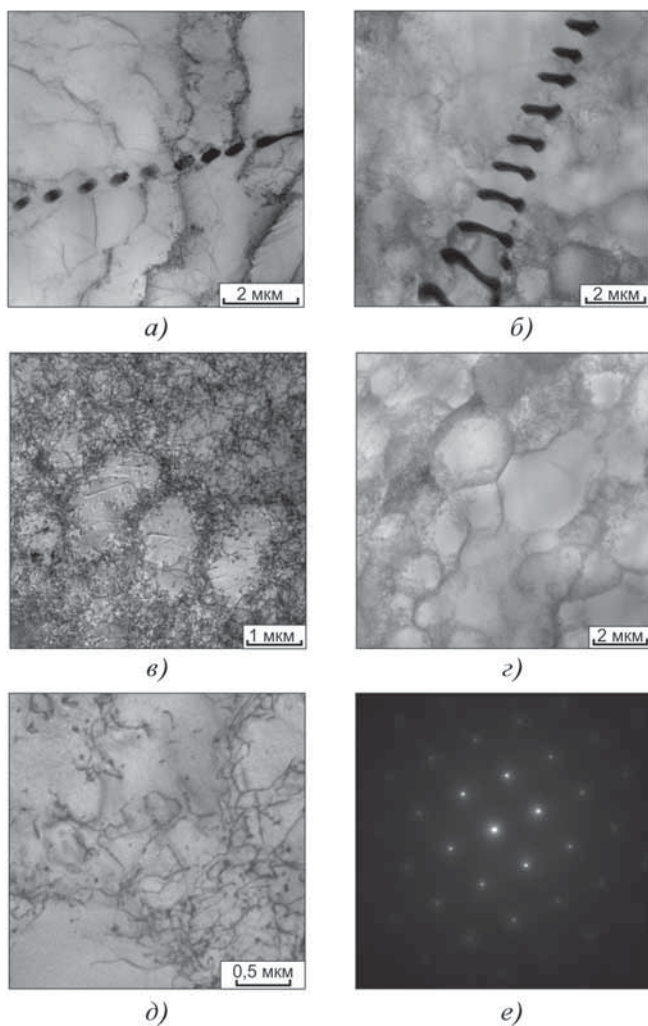


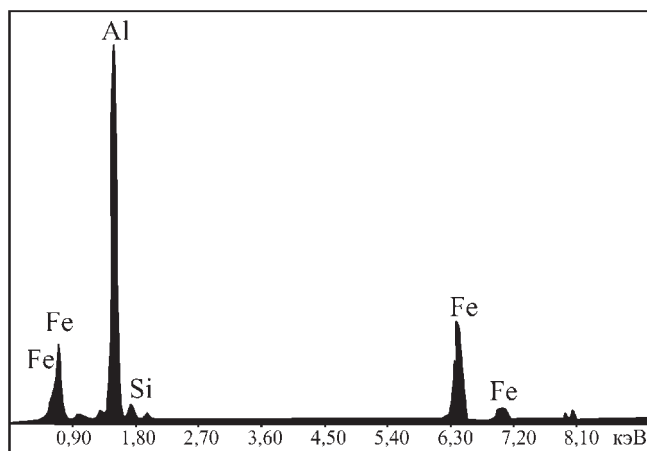
Рис. 5. Дифракционная картина образца алюминия без дополнительных модификаторов (а) и алюминия, модифицированного частицами порошка TiCN, плакированными медью (б)

представляют собой, вероятно, алюминид железа  $\text{Al}_3\text{Fe}$ .

Особенностью, характерной для образцов модифицированного алюминия, является повышенная плотность дислокаций, достигающая  $1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Значительная доля объема материалов занята дислокационными построениями ячеистого типа (см. рис. 6, в, г). Средний размер ячеек составляет 1,8 и 2,2 мкм для сплавов, модифицированных частицами TiC и TiCN соответственно. Как и в образцах контрольного материала, во всех модифицированных отливках алюминия методом просвечивающей электронной микроскопии наблюдаются алюминиды железа микронных и субмикронных размеров (рис. 6, б). Наноразмерные частицы зафиксированы в микрообъемах алюминия с повышенной плотностью дислокаций (см. рис. 6, д). Особо малые размеры и объемные доли частиц не позволяют до конца идентифицировать их методом мик-



**Рис. 6. Тонкая структура образцов литого алюминия:**  
*a* – контрольный (немодифицированный АДО); *б, в* – АДО, модифицированный наноразмерными частицами карбида титана; *г, д, е* – карбонитрид титана



**Рис. 7. Рентгеновский спектр частиц, выделившихся в литом алюминии**

рентгеноспектрального анализа. Методом микродифракции фиксируется присутствие только алюминия, обладающего гранецентрированной решеткой (рис. 6, *e*).

### Выводы

Результаты экспериментов по модифицированию технически чистого алюминия свидетельствуют о том, что применение гексафторцирконата калия, а также порошков наноразмерного карбида и карбонитрида титана, плакированных медью, приводит к изменению характера кристаллизации металла. Макроструктура слитков существенно измельчается, их дендритное строение сменяется преимущественно на полиэдрическое. Металлографические данные подтверждаются результатами рентгеноструктурных анализов, свидетельствующих о повышении изотропности кристаллического строения модифицированных образцов по сравнению с контрольным материалом. Исследование тонкой структуры слитков методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что плотность дислокаций в модифицированных образцах на порядок выше по сравнению с контрольными (не модифицированными). На границах ячеек с повышенной плотностью дислокаций зафиксированы наноразмерные частицы. Малые размеры и объемная доля не позволяют до конца идентифицировать природу этих частиц. Результатом модифицирования является повышение уровня предела прочности технически чистого алюминия на 10...12 % и рост относительного удлинения образцов от 12 до 25...30 %.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Cibula A.** The mechanism of grain refinement of sand castings in aluminium alloys // Journal of The Institute of Metals. 1949. Vol. 76. P. 321–360.
2. **Murty B.S., Kori S.A., Chakraborty M.** Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying // International Materials Reviews. 2002. № 47. P. 3–29.
3. **Влияние** наноразмерного оксида иттрия на структуру швов титанового сплава ВТ20, получаемых по технологии лазерной сварки / Е.Д. Головин, В.Г. Буров, А.М. Оришич, А.Н. Черепанов, А.И. Смирнов, Д.Д. Головин // Обработка металлов. 2011. № 2. С. 57–60.
4. **Егоров-Тисменко Ю.К.** Кристаллография и кристаллохимия. М.: КДУ, 2005. 592 с.
5. **Чернов А.А., Гиваргизов Е.И., Багдасаров Х.С. и др.** Современная кристаллография. В 4 т. Т. 3. Образование кристаллов. М.: Наука, 1980. 407 с.

В.М. Комаровская, С.А. Иващенко  
(Белорусский национальный технический университет, Республика Беларусь, г. Минск)  
E-mail: maratovna81@tut.by

## Оптимизация режимов ионной обработки поверхности неметаллических материалов

*Установлены зависимости изменения исходной шероховатости поверхности стекла марки М1 от технологических параметров процесса ионной обработки. Определены оптимальные режимы ионной обработки, обеспечивающие минимальную шероховатость поверхности.*

**Ключевые слова:** изделия из стекла, подготовка поверхности, ионная обработка, покрытие, шероховатость, технология.

*Dependence of changes in initial surface roughness of glass grade M1 from the technological parameters of ion treatment has been determined. The optimal conditions of ion treatment, providing a minimum surface roughness have been ascertained.*

**Keywords:** glass products, preparation of surface, ionic treatment, coating, technology.

Эксплуатационные характеристики изделий из стекла во многом зависят от состояния поверхности, поэтому защита поверхности имеет большое практическое значение. Для защиты поверхности изделий из стекла наиболее часто используют нанесение функциональных покрытий. Одним из перспективных методов формирования защитных покрытий на изделиях из стекла является конденсация покрытий из плазменной фазы в вакууме с ионной бомбардировкой поверхности (метод КИБ). Данный метод позволяет не только улучшить эксплуатационные характеристики изделий, но и придать им надлежащий эстетический вид, что немаловажно для обеспечения конкурентоспособности продукции. Практический опыт внедрения технологии вакуумно-плазменных покрытий показывает, что работоспособность изделий с покрытием во многом зависит от физико-механического состояния поверхности основы (шероховатость, фактура), качества подготовки поверхности (наличие загрязнений, окисных пленок; степень активации поверхности) и культуры производства.

Микрорельеф (шероховатость) поверхности является одним из основных факторов, определяющих качество изделий с покрытием, особенно это важно при формировании оптических покрытий (например, светоотражающие, просветляющие и т.д.). Шероховатость поверхности стекла определяет возможность оседания и физико-механического сцепления с ней частичек пыли, конденсирующейся воды, молекул активных газов, при этом чем больше шероховатость поверхности, тем быстрее происходит ее старение, а значит, уменьшается время эксплуатации изделий с покрытием. В идеальном случае поверхность основы должна быть атомногладкой, чтобы исключить влияние исходного микрорельефа на шероховатость по-

крытий. Однако в реальных условиях степень шероховатости основы зависит от особенностей технологии изготовления деталей. Традиционные механические и химические методы полировки обеспечивают достаточно низкую шероховатость поверхности стекла, но в процессе обработки образуется дефектный поверхностный слой, который характеризуется повышенной твердостью и хрупкостью [1]. Наличие дефектного поверхностного слоя затрудняет заключительную операцию подготовки поверхности деталей, осуществляемую непосредственно в вакуумной камере и приводит к снижению качества вакуумно-плазменных покрытий.

Анализ литературных источников показал, что обработка ионами инертных газов позволяет не только очистить поверхность, но и снизить ее шероховатость и удалить дефектный слой [2–4]. Причем характер изменения микрорельефа при ионной обработке зависит от структуры обрабатываемого материала, исходной шероховатости поверхности и технологических параметров процесса (энергии ионов, плотности ионного потока, давления рабочего газа в камере и состава остаточной атмосферы, угла падения ионов, продолжительности обработки, взаимного расположения ионного источника и обрабатываемой поверхности).

Несмотря на то что ионная обработка широко используется для внутрикамерной подготовки изделий перед формированием покрытий, в литературе встречаются противоречивые данные о режимах ионной обработки, позволяющих получать сверхгладкую (полированную) поверхность [5–7].

Цель работы – определение оптимальных режимов ионной обработки изделий из стекла, обеспечивающих минимальную шероховатость поверхности.

В качестве образцов использовались пластины из стекла марки М1 ГОСТ 111–2001, предназначенного для остекления строительных конструкций, средств транспорта, мебели, а также для изготовления стекол с покрытиями и зеркал. Размеры образцов составляли 80×20×3 мм. Исходная шероховатость поверхности образцов составляла  $Ra = 0,0075$  мкм. При анализе профилограмм было выявлено, что исходная поверхность имеет отдельные трещины и сколы, которые предопределены предварительной механической обработкой.

Ионная обработка осуществлялась с использованием установки УВНИПА-1-002 модели УРМ 3.279.079, предназначенной для нанесения износостойких, упрочняющих и декоративных покрытий методом электродугового напыления, оснащенной четырьмя ионными источниками с холодным катодом типа "Радиал". В качестве рабочего газа использовали аргон.

Шероховатость поверхности в соответствии с ГОСТ 2789–73 оценивается средним арифметическим отклонением профиля  $Ra$ , высотой микронеровностей  $Rz$  и наибольшей высотой неровностей  $R_{max}$  [8]. Для покрытий защитно-декоративного назначения основным параметром, определяющим качество изделий с покрытием, является  $Ra$ .

Шероховатость поверхности определялась контактным методом на профилографе модели "Tailor Hobson". Измерения шероховатости производились при следующих параметрах: шаг – 0,08 мм; базовая длина – 10 мм.

Предварительная (внекамерная) подготовка поверхности образцов заключалась в промывке в деионизированной воде; протирке батиновой салфеткой, смоченной в деионизированной воде; сушке в потоке очищенного воздуха; протирке батиновой салфеткой, смоченной спиртом-ректификатом; сушке в термощафе; протирке сухой батиновой салфеткой.

На первом этапе экспериментальных исследований определяли зависимость шероховатости поверхности от угла установки образцов относительно направления ионного потока.

Образцы крепились в специальном приспособлении (одновременно обрабатывалось 5 образцов), позволяющем устанавливать платформу с образцами под различными углами относительно направления ионного потока ( $\alpha = 0, 25, 30, 45, 60, 80, 90^\circ$ ). Приспособление с образцами устанавливалось в вакуумную камеру соосно ионному источнику. При обработке образцы находились в стационарном положении (ввод вращения отключен).

Первая серия экспериментов проводилась при следующих режимах ионной обработки: инертный газ

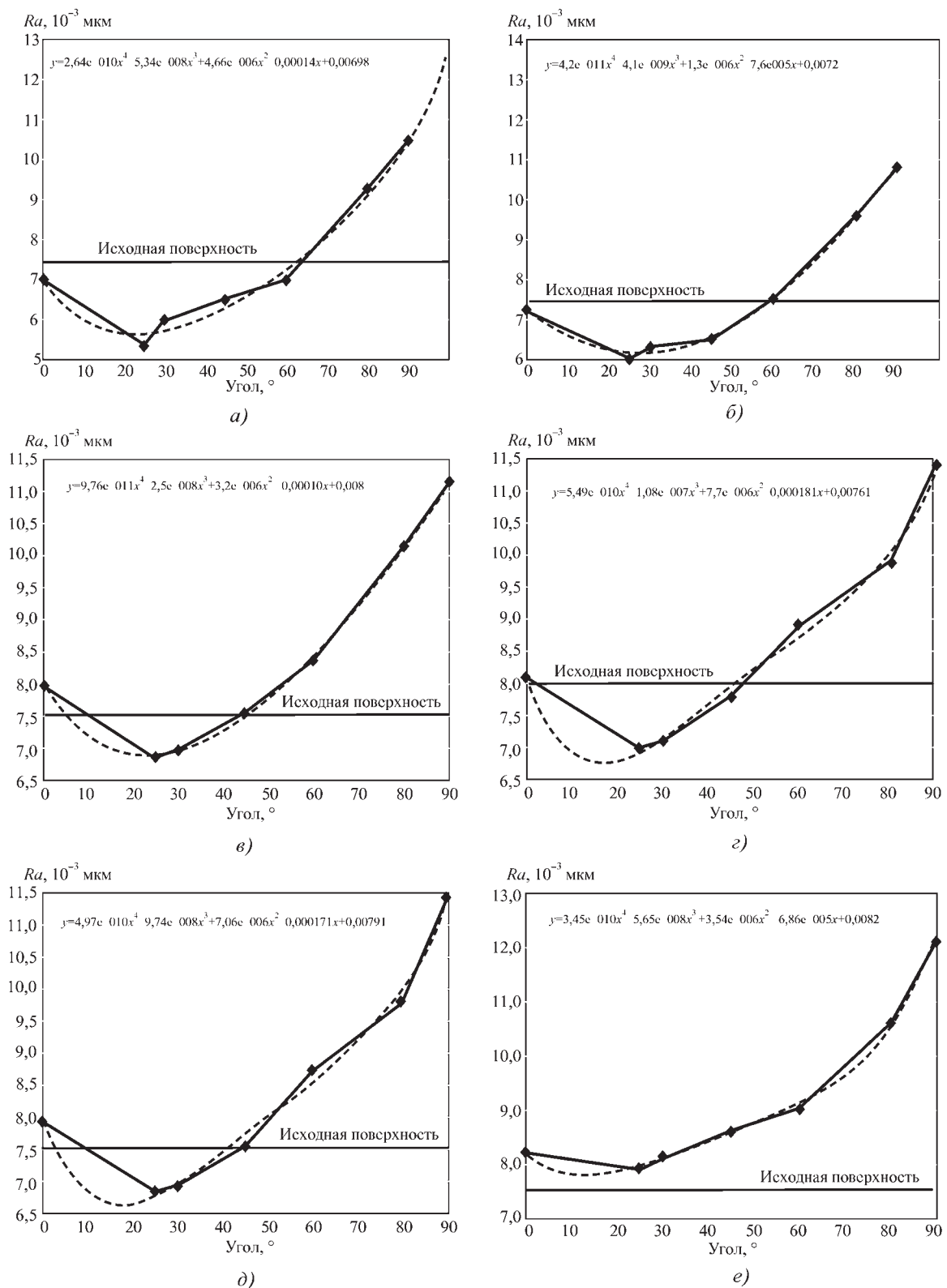
–  $Ar^+$ ; энергия ионов аргона  $E = 2$  кэВ; давление в камере  $p = 3,2 \cdot 10^{-2}$  Па; ток разряда  $I = 0,2$  А, плотность ионного потока  $j = 1,2$  мА/см<sup>2</sup>. Продолжительность ионной обработки составляла 10, 20 и 30 мин. Результаты полученных значений шероховатости поверхности представлены на графиках (рис. 1, а–в).

Результаты экспериментальных исследований, приведенные на рис. 1, а (время ионной обработки 10 мин), показывают, что при установке образцов параллельно направлению ионного потока ( $\alpha = 0^\circ$ ) шероховатость поверхности снижается незначительно по сравнению с исходной. Это происходит потому, что большинство ионов отражается от поверхности, не проникая в глубь материала, т.е. эффект распыления в этом случае незначительный (см. рис. 2). Снижение шероховатости обусловлено преимущественным распылением выступов микронеровностей. При угле  $\alpha = 25^\circ$  достигается минимальная шероховатость поверхности, так как ионы инертного газа, проникая в поверхностный слой на небольшую глубину, вызывают каскад столкновений атомов материала, которые, обретая достаточную энергию, превышающую энергию связи атомов на поверхности, распыляются с поверхности [9], причем впадины поверхности распыляются медленнее, чем выступы, за счет того, что происходит их затенение. Также можно предположить, что отдельные распыленные частицы с выступов заполняют впадины.

При увеличении угла  $\alpha$  шероховатость поверхности растет. При углах установки образцов в пределах от  $45$  до  $60^\circ$  шероховатость поверхности соответствует исходной, т.е. впадины и выступы поверхности распыляются с одинаковой скоростью. Значительное повышение шероховатости поверхности, по сравнению с исходной, наблюдается при углах установки образцов, превышающих  $60^\circ$ , и максимальное значение соответствует  $\alpha = 90^\circ$ . Это можно объяснить следующим. Когда ионы бомбардируют поверхность под углом  $\alpha = 90^\circ$ , большая часть из них проникает в поверхность образца на относительно большую глубину (см. рис. 2). При этом происходит не только распыление материала основы, но и создание дополнительных дефектов поверхности, в том числе связанных с внедрением бомбардирующих ионов. Также можно предположить, что импульс, передаваемый атомам поверхности бомбардирующим ионом, направлен в глубь образца, поэтому большинство атомов не распыляется, а происходит просто их перераспределение.

С увеличением времени ионной обработки характер зависимости шероховатости поверхности от угла установки образцов не меняется (см. рис. 1, б, в). Бомбардировка более 20 мин приводит к ухудшению





**Рис. 1.** Зависимость параметра шероховатости поверхности от угла установки образцов относительно направления ионного потока при времени обработки 10 (а, г); 20 (б, д); 30 (в, е) мин соответственно и режимах ионной обработки:

а-в –  $E = 2$  кэВ;  $p = 3,2 \cdot 10^{-2}$  Па;  $I = 0,2$  А;  $j = 1,2$  мА/см<sup>2</sup>; г-е –  $E = 3$  кэВ;  $p = 4,2 \cdot 10^{-2}$  Па;  $J = 0,08$  А;  $j = 1,2$  мА/см<sup>2</sup>;  
 —◆— экспериментальная кривая; - - - - математическая модель (полином четвертой степени), полученная в результате аппроксимации экспериментальных данных

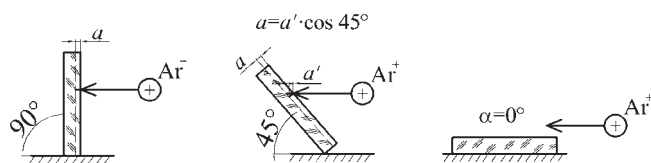


Рис. 2. Схемы взаимодействия иона с поверхностью основы

(росту) шероховатости поверхности. Это связано со значительным разогревом поверхности основы бомбардирующими ионами. По данным работы [9], более 90 % энергии иона расходуется на разогрев поверхности (тепловые колебания атомов).

При увеличении времени ионной обработки и при установке образцов под углами  $\alpha = 50...90^\circ$  относительно направления ионного потока на поверхности увеличивается количество дефектов, появляются борозды, возникающие из-за неравномерного распыления материала (см. рис. 3).

Вторая серия экспериментов проводилась при следующих режимах ионной обработки: инертный газ –  $Ar^+$ ; энергия ионов аргона  $E = 3$  кэВ; давление в камере  $p = 4,2 \cdot 10^{-2}$  Па; ток разряда  $I = 0,08$  А; плотность ионного потока  $j = 1,2$  мА/см<sup>2</sup> (см. рис. 1, г–е) (энергия ионов увеличилась с  $E = 2$  кэВ до  $E = 3$  кэВ, давление в вакуумной камере увеличилось с  $p = 3,2 \cdot 10^{-2}$  до  $p = 4,2 \cdot 10^{-2}$  Па, ток разряда уменьшился с  $I = 0,2$  А до  $I = 0,08$  А).

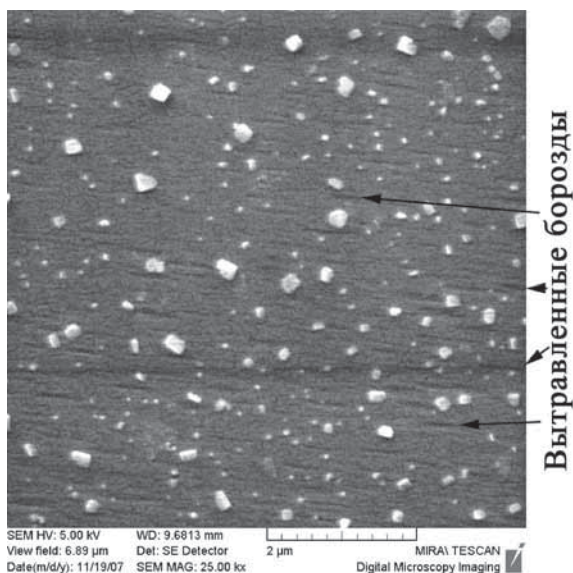


Рис. 3. Поверхность стекла после ионной обработки,  $\times 25\,000$   
Режимы ионной обработки: угол установки образцов относительно направления ионного потока  $\alpha = 90^\circ$ , ток разряда  $I = 0,2$  А, плотность ионного потока  $j = 1,0$  мА/см<sup>2</sup>, давление в вакуумной камере  $p = 3,2 \cdot 10^{-2}$  Па, время обработки  $t = 20$  мин

Сравнивая результаты полученных экспериментальных зависимостей шероховатости поверхности от угла установки образцов, представленных на рис. 1, можно сделать вывод, что при увеличении энергии бомбардирующих ионов с 2 до 3 кэВ при всех углах  $\alpha$  увеличивается шероховатость обрабатываемой поверхности. Дальнейшее увеличение энергии ионов может привести к искажению оптической поверхности. При обработке поверхности ионами с малой энергией ее будет недостаточно для распыления поверхности.

Увеличение шероховатости поверхности обуславливается также увеличением давления в вакуумной камере, так как этот фактор оказывает значительное влияние на формируемый в процессе обработки микрорельеф поверхности. Это связано с тем, что увеличивается вероятность возвращения распыленных частиц обратно на поверхность. Полученные зависимости согласуются с результатами исследований, приведенных в работе [9], где указывается, что при давлении в камере  $p = 10^{-1}$  Па до 90 % распыленных частиц может возвращаться обратно на поверхность.

Уменьшение давления не является благоприятным для данного вида обработки, поскольку в этом случае поверхность бомбардирует малое количество ионов рабочего газа, что значительно снижает производительность процесса.

На втором этапе экспериментальных исследований определяли зависимость шероховатости поверхности от плотности ионного потока. Образцы устанавливались в специальное приспособление, позволяющее изменять расстояние между образцом и ионным источником (одновременно обрабатывалось 3 образца).

Образцы подвергались ионной обработке при следующих режимах: инертный газ –  $Ar^+$ ; энергия ионов аргона  $E = 2$  кэВ; давление в камере  $p = 3,2 \cdot 10^{-2}$  Па; ток разряда  $I = 0,2$  А.

Результаты исследования влияния плотности ионного потока на шероховатость образцов из стекла представлены на рис. 4.

Анализ полученной зависимости показывает, что при значениях плотности ионного потока  $0,2...0,5$  мА/см<sup>2</sup> наблюдается незначительное увеличение шероховатости поверхности по сравнению с исходной. Это может быть связано с тем, что на обрабатываемой поверхности происходит выборочное распыление загрязнений, скопившихся во впадинах микрорельефа поверхности (остаточные загрязнения после предварительной внекамерной подготовки, частицы пыли и т.д.), которые экранируют локальные участки поверхности от воздействия ионного потока, вследствие чего образуется более развитый рельеф поверхности. При увеличении плотности ионного по-

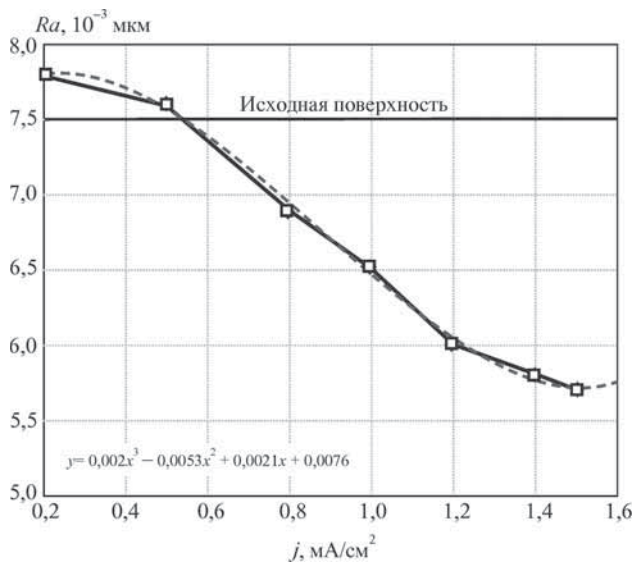


Рис. 4. Зависимость параметра шероховатости поверхности от плотности ионного потока:

□ — экспериментальная кривая; - - - - математическая модель (полином третьей степени), полученная в результате аппроксимации экспериментальных данных

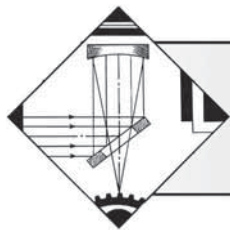
тока до  $0,8 \dots 1,0 \text{ mA/cm}^2$  наблюдается значительное снижение шероховатости поверхности. Это связано с увеличением концентрации ионов, достигающих поверхности и имеющих достаточную энергию для распыления как загрязнений, имеющихся на поверхности, так и материала поверхностного слоя, при этом наиболее интенсивно распыляются выступы микронеровностей. При значениях плотности ионного потока  $1,2 \dots 1,5 \text{ mA/cm}^2$  процесс травления выступов сопровождается вытравливанием впадин, т.е. формируется квазиравновесный рельеф. Увеличение плотности ионного потока более  $1,5 \text{ mA/cm}^2$  приводит к значительному увеличению температуры поверхности обрабатываемых изделий, а так как у стекла низкий коэффициент теплопроводности ( $1,0 \text{ Вт/м} \cdot \text{°К}$ ), то это может привести к разрушению изделия [10].

В результате проведенных экспериментальных исследований были предложены оптимальные режимы ионной обработки изделий из стекла марки М1 ГОСТ 111–2001, позволяющие получить минимальную

шероховатость поверхности ( $Ra = 0,0050 \dots 0,0070 \text{ мкм}$ ): давление в вакуумной камере ( $p = (2,7 \dots 3,2) \cdot 10^{-2} \text{ Па}$ ); ток разряда  $I = 0,2 \text{ А}$ ; энергию ионов  $E = 2 \text{ кэВ}$ ; плотность ионного потока  $j = 0,8 \dots 1,2 \text{ mA/cm}^2$ ; время ионной обработки  $5 \dots 10 \text{ мин}$ ; угол установки образцов  $\alpha = 25 \pm 10^\circ$ .

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Носов Г.И., Калинина И.Е., Белоус В.А. Влияние ионного облучения на модификацию поверхности сплава на основе циркония // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2001. № 1 (12). С. 36–40.
2. Жилейкин В.П., Семенов Е.В. Эллипсометрическое исследование поверхности стекол после ионно-лучевой очистки // *Оптико-механическая промышленность*. 1986. № 2. С. 28–33.
3. Шехтман С.Р. Метод ионно-плазменной очистки и осаждения покрытий на детали ГТД с использованием разряда на основе эффекта полого катода: автореф. ... канд. техн. наук: 05.02.08; 05.03.01. Рос. акад. наук. Уфа, 1999. 16 с.
4. Исследование влияния режимов ионно-плазменной обработки на шероховатость подложек из кварца, поликора и ситалла / В.М. Ветошкин, П.Н. Крылов, Э.А. Романов // *Вакуумная техника и технология*. 2008. Т. 18. № 2. С. 81–85.
5. Черезова Л.А. Модификация поверхности оптических материалов ионной и ионно-химической обработкой // *Оптический журнал*. 2000. Т. 67. № 10. С. 3–8.
6. Габович М.Д., Плешивцев Н.В., Семашко Н.Н. Пучки ионов и атомов для управляемого термоядерного синтеза и технологических целей. М.: Энергоатомиздат, 1986. 248 с.
7. Влияние ионной обработки подложек на начальные стадии роста металлических пленок / А.В. Степура, Т.С. Туровская, Г.А. Муранова, А.Ф. Первеев // *Оптико-механическая промышленность*. 1983. № 11. С. 30–36.
8. ГОСТ 2789–73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. Введ. 01.01.1975. Гос. комитет стандартов Совета Министров СССР. 1975. 6 с.
9. Ивановский Г.Ф., Петров В.И. Ионно-плазменная обработка материалов. М.: Радио и связь, 1986. 232 с.
10. Справочник технолога-оптика / под общ. ред. М.А. Окатова. 2-е изд., переаб. и доп. СПб.: Политехника, 2004. 679 с.



## ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 791.947.2:621.375.826

Ю.Н. Тюрин, О.В. Колисниченко, А.Н. Тищенко<sup>1</sup>, М.Г. Ковалева,  
М.С. Прозорова, М.Ю. Арсеев, М.Ю. Смолякова<sup>2</sup>

(<sup>1</sup> Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Украина, г. Киев,

<sup>2</sup> Белгородский государственный университет, Центр коллективного пользования научным оборудованием "Диагностика структуры и свойств наноматериалов", г. Белгород)

E-mail: y.n.tyurin@rambler.ru

### Структура и свойства модифицированного плазмой слоя на рабочей поверхности ножей для резки проката в металлургическом производстве\*

Показано, что импульсно-плазменное модифицирование обеспечивает на рабочей поверхности ножа функционально градиентный слой толщиной до 60 мкм. Микротвердость этого слоя изменяется от 1039±263 HV на поверхности до твердости основы 600 HV при нагрузке 25 г. Структура на поверхности изменяется от нано- до микрокристаллической. При сухом трении модифицированный слой не изнашивается о стальной шарик. Затраты на модифицирование 1-го погонного метра лезвия ножа составляют 2 кВт·ч электрической энергии и 0,12 и 0,34 м<sup>3</sup> горючей смеси (пропан+кислород) соответственно. Промышленные испытания показали многократное увеличение работоспособности ножей после импульсно-плазменной обработки.

**Ключевые слова:** импульсная плазма, модификация, твердость, износостойкость, ножи.

*Pulse-plasma treatment provides the modified layer with thickness up to 60 microns on the working surface of a knife. Hardness of this layer changes from 1039 ± 263 HV on a surface to hardness of basis 600 HV. The structure changes from nanocrystalline on the surface to the microcrystalline. The modified layer is not worn out by a steel ball at a dry friction. Expenses for modifying of 1 running metre of a knife blade make: 2 kilowatt-hour of electric energy and 0,12 and 0,34 m<sup>3</sup> of gas mixture (propane, oxygen accordingly). Industrial tests have shown multiple increase of knives working capacity after pulse-plasma treatment.*

**Keywords:** pulse plasma, modification, hardness, wear resistance, knives.

#### Введение

К ножам, работающим в металлургическом производстве, предъявляют повышенные требования, поэтому их изготавливают из дорогих легированных сталей. В процессе эксплуатации используется всего 7...10 % от массы ножа, остальная часть идет в передел, что нерационально. Увеличение срока эксплуатации ножей позволит сократить затраты и время на обслуживание металлорежущих агрегатов и снизить себестоимость произведенного стального проката.

\* Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП НИУ "БелГУ" "Диагностика структуры и свойств наноматериалов" при финансовой поддержке Министерства образования и науки в рамках контракта № 16.552.11.7087 и контракта № 14.740.11.1017.

Интенсивность износа кромок ножа зависит от физико-механических характеристик рабочего слоя на ноже, скорости резки и свойств материала проката. На первом этапе резки поверхностный слой проката подвергается деформации. Следующий этап начинается после внедрения ножа в материал. Он характеризуется появлением трещин в прокате и началом скалывания. Поверхность проката скользит по режущей поверхности ножа, изнашивает и затупляет режущую кромку. Тупая кромка ножа деформирует прокат, образует загибы и заусенцы. Как следствие, возрастают в несколько раз усилие резания [1–4] и нагрузка на режущую кромку ножа, что увеличивает вероятность ее хрупкого разрушения.

Причиной износа режущей кромки ножа могут быть: абразивное воздействие, адгезия, диффузия и химические процессы. Притупление характеризуется



величиной радиуса на режущей кромке ножа, что оказывает большое влияние на величину усилия реза [2–4]. Тупые ножи увеличивают деформацию металла и, из-за более сильного сжатия, глубже проникают в материал до наступления скалывания. Как следствие, увеличивается распорная сила и появляется боковой зазор между ножами. В конечном итоге все это неблагоприятно сказывается на качестве реза и работоспособности ножей.

### Оборудование и метод проведения исследований

Для повышения работоспособности ножей использовали импульсно-плазменную технологию модифицирования поверхности изделий [5]. Воздействовали импульсной плазмой, которая содержала легирующие элементы – W, N, C; имела температуру до 20 000...25 000 °С и скорость до 6 км/с. Оборудование для генерирования импульсной плазмы позволяет совмещать комплексное циклическое (1...8 Гц) импульсное ( $t_{\text{имп}} = 0,2...0,6$  мс) воздействие на поверхность обрабатываемого изделия: тепловое (до  $10^6$  Вт/см<sup>2</sup>) и электромагнитное (плотность тока до 10 кА/см<sup>2</sup>, напряженность магнитного поля до  $4 \cdot 10^5$  А/м) [6].

Технологию используют для упрочнения изделий из сплавов на основе железа с углеродом 0,5...1,6 %, на основе карбидов вольфрама с кобальтовой связкой 5...20 %, высоколегированных сплавов, изделий порошковой металлургии, а также изделий из чугуна и сплавов на основе титана [7–9].

Проверка эффективности режимов импульсно-плазменной обработки проводилась по результатам анализа модифицированного слоя на поверхности образцов с целью определения его структуры, твердости и износостойкости. Образцы для исследования изготавливали из ножевой стали 6ХВ2С (С – 0,6 %, W – 2,0 %, V – 0,3 %, Si – 0,3 %, Mo – 0,3 %, Mn – 0,3 %, Cu – 0,3 %, Ni – 0,3 %, Cr – 1,1 %), они прошли стандартную термическую обработку: закалку с последующим отпуском (твердость 58...60 HRC).

Обработку образцов, а затем и ножей осуществляли на импульсно-плазменной установке с автоматизированным управлением (рис. 1). Эта установка обеспечивает возможность обработки ножей, имеющих прямолинейную и сложную геометрию рабочих поверхностей. На рис. 2 приведен характерный вид металлургических ножей после импульсно-плазменной обработки.

Обработку ножей и образцов осуществляли на следующих режимах: емкость конденсаторной батареи разрядного контура  $C = 960$  мкФ, напряжение на обкладках конденсаторной батареи  $U = 3,2$  кВ, индуктивность разрядного контура  $L = 30$  мкФ, расстоя-

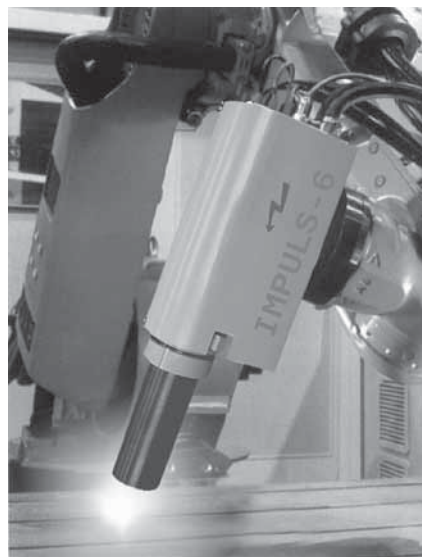


Рис. 1. Автоматизированная установка для импульсно-плазменной обработки

ние до образца  $H = 50$  мм, расход компонентов горючей смеси:  $G_{\text{C}_3\text{H}_8} = 0,38$  м<sup>3</sup>/ч,  $G_{\text{O}_2} = 1,04$  м<sup>3</sup>/ч,  $G_{\text{возд}} = 1,13$  м<sup>3</sup>/ч, расход воздуха под межэлектродную вставку – 0,88 м<sup>3</sup>/ч, для охлаждения эродируемого электрода – 3 м<sup>3</sup>/ч.

Анализ структурных и фазовых изменений в обработанной импульсной плазмой поверхности проводили с помощью оптического инвертированного микроскопа "OLIMPYS GX 51" и электронно-ионного сканирующего микроскопа "Quanta 200 3D". Травление поперечных шлифов осуществляли в 3%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Микротвердость (по Виккерсу) модифицированного слоя определяли в поперечном сечении микрошлифа с помощью автоматической системы анализа микротвердости DM-8. Коэффициент трения и интенсивность износа образца и контртела измеряли на автоматизированной машине трения (Tribometer, CSM Instruments).

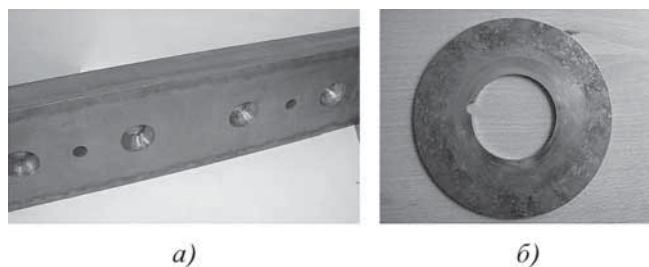


Рис. 2. Характерный вид ножа после импульсно-плазменной обработки:

а – прямолинейный; б – дисковый

### Результаты исследований и их обсуждение

*Структура и свойства поверхностных слоев.* На рис. 3, а показан шлиф с модифицированным слоем на поверхности толщиной до 60 мкм после импульсно-плазменной обработки.

Анализ результатов исследований на электронно-ионном сканирующем микроскопе "Quanta 200 3D" показал, что модифицированный слой имеет градиентные свойства. Верхний слой, толщиной до 5 мкм, не травится в используемом реактиве, при увеличении в 30 000 раз границы зерен не различимы (рис. 3, в, г). Предполагается, что в этом слое имеются аморфная составляющая сплава и кристаллическая с характерными размерами до 100 нм. Ниже этого слоя образован микрокристаллический слой. Он состоит из кристаллитов с характерным размером до 1 мкм.

Анализ химического состава модифицированного слоя с поверхности образца показал, что в поверхно-

Таблица 1

Изменение микротвердости по глубине модифицированного слоя

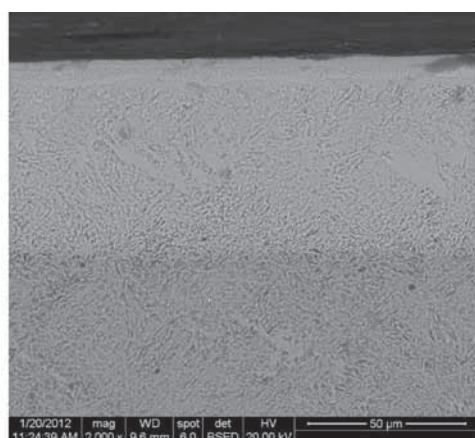
Расстояние от поверхности, мкм	Микротвердость HV 0,245 Н ± стандартное отклонение	Примечание
7	1039 ± 263	Слаботравящийся слой
30	936 ± 343	Зона скоростной вторичной закалки
65	282 ± 80	Зона отпуска
90	674 ± 115	Основной металл

стном слое до 11 % мас. кислорода и 1,2 % мас. углерода. На глубине свыше 10 мкм кислорода нет, углерод составляет 1,2 % мас. Концентрация остальных элементов соответствует содержанию в сплаве.

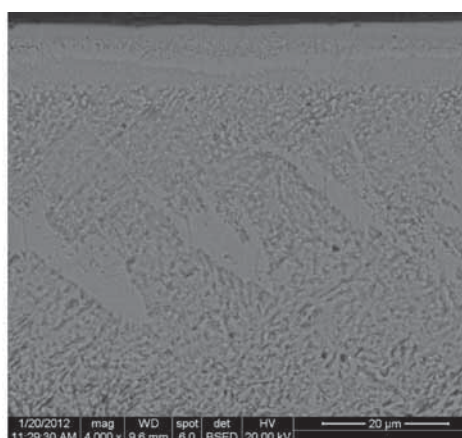
С увеличением глубины функционально градиентного слоя концентрация углерода увеличивается до 2,14 % мас., кислорода нет. Все остальные элементы в пределах неравномерности распределения по объему, характерного для этого сплава.

Микротвердость (по Виккерсу) модифицированного слоя определяли в поперечном сечении микрошлифа в четырех характерных поверхностных слоях (табл. 1). Использовали автоматический анализатор микротвердости DM-8 при нагрузке на пирамидку 0,245 Н. Значения твердости имеют большой разброс, так как пирамидка попадала в разные фазы и структуры, и поэтому результаты усредняли по 10 измерениям.

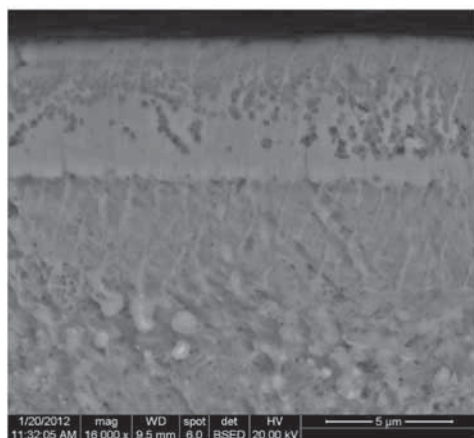
*Износостойкость поверхностных слоев.* Износостойкость модифицированного слоя осуществлялась при сухом трении



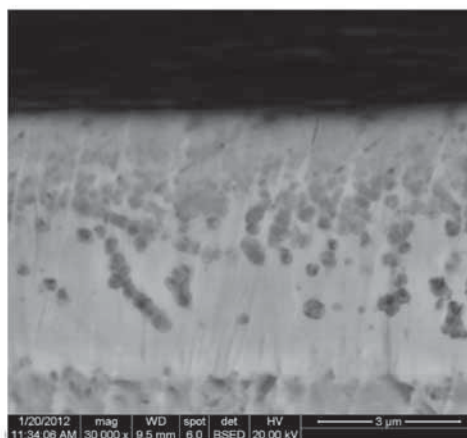
а)



б)



в)



г)

Рис. 3. Поперечный шлиф поверхности на электронно-ионном сканирующем микроскопе "Quanta 200 3D" с различным увеличением после обработки образца импульсной дугой прямого действия с десятикратным перекрытием плазменных импульсов

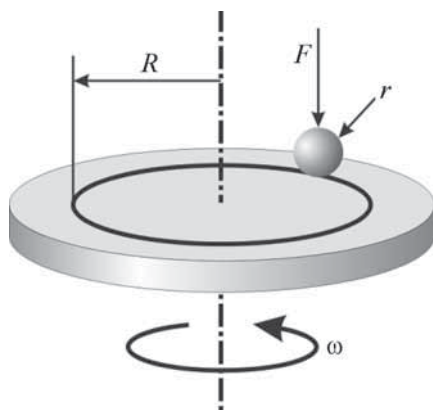


Рис. 4. Схема испытания "шарик-диск"

диска о стальной шарик. Диск изготавливали из ножевой стали 6ХВ2С и подвергали стандартной термической обработке (твердость 58...60 HRC). Коэффициент трения и интенсивность износа образца и статистического партнера измеряли по стандартной схеме испытания "шарик-диск" (рис. 4).

Образец устанавливали в держатель шпинделя устройства. Статистический партнер – шарик закрепляли на направляющих, имеющих возможность линейного перемещения перпендикулярно плоскости образца под нагрузкой. Шарик диаметром 6 мм из стали ШХ15СГ ГОСТ 801–78. Химический состав: С – 0,90...1,05; Si – ≤0,35; Mn – ≤0,40; Cr – 1,40...1,65; P – 0,030; S – 0,025. Твердость шарика 62...64 HRC.

С помощью регулировки датчика перемещения выбирали радиус кривизны пути износа  $R$ , второй датчик позволял фиксировать значение коэффициента трения в определенный момент времени. Испытания проводили на воздухе (температура окружающей среды 30 °С, влажность 56,6 %) при нагрузке  $F = 5$  Н и линейной скорости 10 см/с, путь трения составлял 200 м.

Оценивали интенсивность износа образца и статистического партнера (шарика). Определив изменение диаметра шарика с помощью оптического инвертированного микроскопа "Olympus GX 71", считали объем удаленного материала на шарике.

Объем удаленного материала покрытия определяли по сечению дорожки износа на поверхности образца с помощью автоматизированного прецизионно-

го контактного профилометра "Surtronic 25" производства фирмы Taylor Hobson.

Анализ результатов испытаний показал, что дорожки трения для исходной стали (рис. 5) без упрочняющей обработки характеризуются большой шероховатостью. Поверхность износа имеет рельеф, характерный для износа схватыванием. На поверхности имеются разрушенные фрагменты (рис. 5, б). Ширина изношенной дорожки трения 1 мм. Поэлементный анализ изношенной поверхности в точках 1 и 2 (рис. 5, б) показал, что выступающая часть рельефа сильно окислена, содержит кислород до 17,54 %, впадина рельефа – до 5 %. По-видимому, при сухом трении локальные участки поверхности нагреваются, свариваются и окисляются. В местах отрыва (впадины) окисление поверхностного слоя ниже.

Профиль изношенной дорожки (рис. 6, а) имеет шероховатость с глубокими впадинами, до 5 мкм, и характерными следами износа.

Исследования показали, что профиль износа поверхности модифицированного плазмой образца имеет выступы, характерных впадин нет (рис. 6, б). Наличие выступов обусловлено налипанием материала статистического партнера – шарика.

На поверхности образцов, модифицированных импульсной плазмой, имеются характерные технологические царапины (рис. 7), которые получены при абразивной подготовке поверхности диска. Шарик при трении интенсивно изнашивался твердыми выступами на поверхности образца-диска. Наблюдалось наволакивание и заполнение технологических царапин продуктами износа шарика (см. рис. 7, б). В некоторых случаях имеются следы наволакивания продуктов износа и на гладкую поверхность диска (см. рис. 7, а).

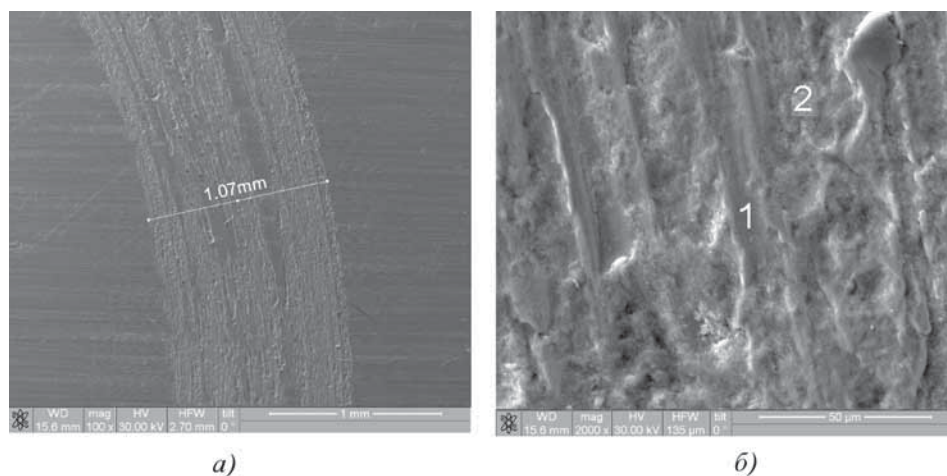
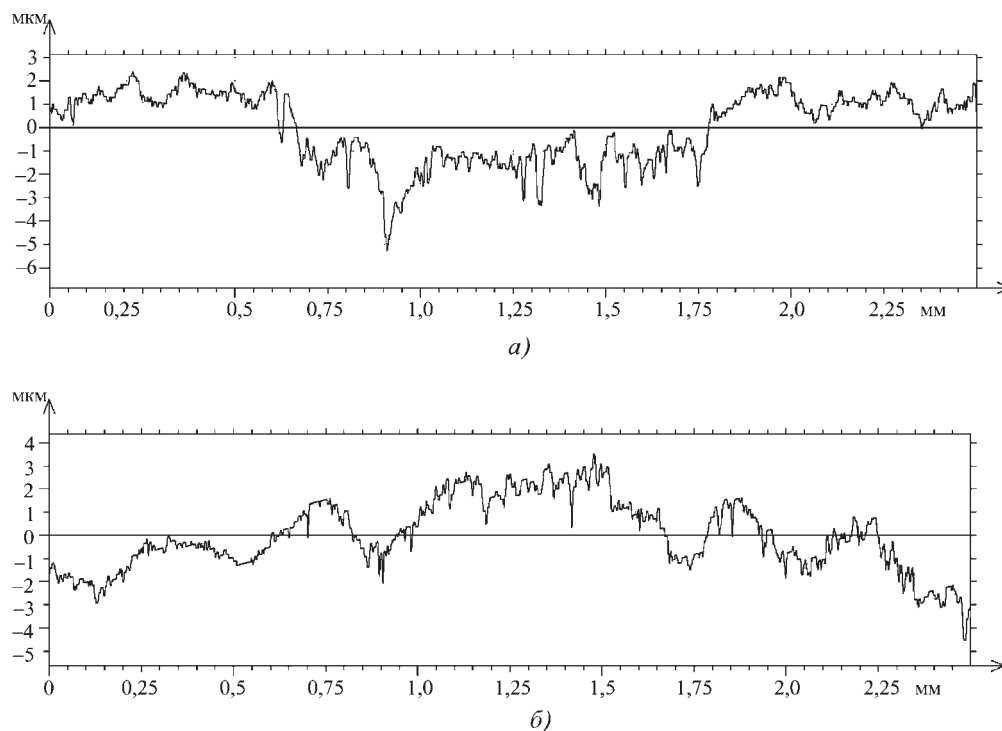


Рис. 5. Дорожка трения шарика о неупрочненную поверхность образца:

а – изношенная поверхность образца; б – точки элементного анализа на изношенной поверхности образца





**Рис. 6. Типичный профиль сечения дорожки износа:**  
*a* – неупрочненная поверхность образца;  
*б* – упрочненная поверхность образца

Исходная шероховатость поверхности диска увеличилась, и в некоторых местах наблюдается повышение рельефа за счет наволакивания (см. рис. 6, б).

Таким образом, после модифицирования поверхность образца практически не изнашивалась. На поверхности сохранились характерные риски от абразива, полученные в процессе подготовки поверхности к исследованию. Шарик изнашивался при взаимодействии с более твердыми выступающими элементами поверхности в два раза интенсивнее, чем при трении об исходный образец (табл. 2). Отмечено наволакивание продуктов износа на поверхность модифицированного плазмой образца. На рис. 7, а приведена дорожка трения шарика по модифицированной поверхности. На рис. 7, б показаны фрагменты дорожки

трения с налипшими на царапины продуктами износа шарика.

Исследования показали, что коэффициенты трения по модифицированной поверхности в процессе испытаний ниже на 20...40 %, чем по необработанной.

Плазменное модифицирование позволяет создать нанокристаллическую структуру в наиболее напряженной части ножа – режущей кромке (см. рис. 3), что обеспечивает возможность сохранения ее остроты и снижает вероятность разрушения.

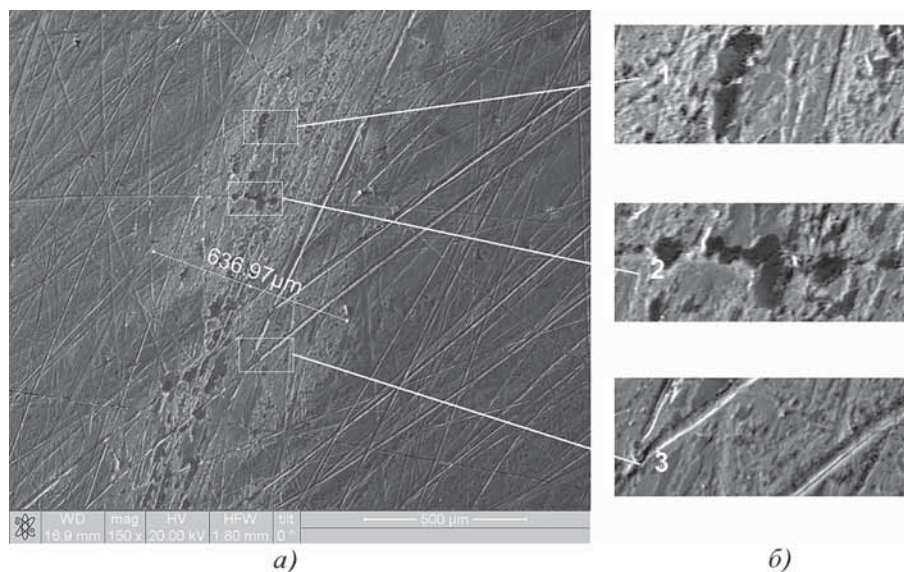
В результате повышается работоспособность и качество резки материалов ножами. Проведенные исследования позволили проверить эффективность режима импульсно-плазменной обработки и объяснить

Таблица 2

**Трибологические характеристики поверхностных слоев**

Испытываемая поверхность	Коэффициент трения $\mu$		Интенсивность износа $\nu \cdot 10^{-5}, \text{мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$	
	начальный	при испытании	статистического партнера	образца
После импульсно-плазменной обработки с 5-кратным перекрытием	0,116	0,705	4,072	—
Исходная (сталь 6ХВ2С)	0,163	0,857	2,31	16,28





**Рис. 7. Дорожка (след) трения шарика по модифицированной поверхности:**  
*a* – общий вид на след износа; *б* – фрагмент дорожки трения с наименьшими продуктами износа шарика

эффект повышения работоспособности металлургических ножей.

### Опыт промышленного использования импульсно-плазменного упрочнения

Промышленная технология модифицирования ножей достаточно проста для применения ее в металлургическом производстве. Технология осуществляется на воздухе. Нет необходимости предварительной очистки и подготовки поверхности изделия. Ножи в процессе импульсно-плазменной обработки не нагреваются. Упрочняющая обработка является финишной и осуществляется после их шлифования на заточных станках. Затраты на упрочнение 1-го погонного метра составляют: 2 кВт·ч электрической энергии, 0,12 м<sup>3</sup>, 0,34 м<sup>3</sup> горючей смеси (пропан + кислород соответственно) и воздуха.

Для промышленных испытаний были упрочнены партии ножей (дисковых и плоских, см. рис. 2). Визуальный осмотр показал, что на поверхности режущей кромки ножа имеются следы обработки. Боковая поверхность кромки ножа имеет цвета побежалости и следы от электрических разрядов. Передняя поверхность ножа имеет следы оплавления поверхности после импульсного плазменного воздействия. Кроме того, на поверхности наблюдаются оплавленные капли вольфрама от эродируемого электрода. Режущая кромка ножа не потеряла своей остроты. Промышленные испытания ножей показали 2–3-кратное увеличение их работоспособности.

### Выводы

После импульсно-плазменной обработки ножевой стали 6ХВ2С образуется модифицированный слой толщиной до 60 мкм. Твердость модифицированного слоя достигает  $(1039 \pm 263)$  НV при твердости основы 600 НV.

Триботехнические исследования поверхности образца из ножевой стали показали, что импульсно-плазменное модифицирование исключает износ при трении о стальной шарик и понижает потери на трение.

Промышленные испытания ножей с модифицированной импульсной плазмой рабочей кромкой показали многократное увеличение их работоспособности.

Технология импульсно-плазменного модифицирования отличается простотой и осуществляется на автоматизированном оборудовании. Затраты на модифицирование одного погонного метра лезвия ножа составляют: 2 кВт·ч электрической энергии, 0,12 м<sup>3</sup>, 0,34 м<sup>3</sup> горючей смеси (пропан + кислород соответственно) и воздуха.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Целиков А.И. Машины и агрегаты металлургических заводов. М.: Металлургия, 1981. 576 с.
2. Сафронова Т.В. Энергосиловые параметры при резке толстолистного проката на ножницах // Теория и технология производства толстого листа. М.: Металлургия, 1986. С. 97–92.
3. Бойденко Н.Г., Капота В.П., Капнин И.И. Исследование процесса резки листов на ножницах // Новые конструкции и исследования агрегатов и машин обработки проката: сб. науч. тр.: под ред. Б.В. Попова. М.: Изд-во ВНИИМЕТМаш, 1985. С. 34–38.
4. Методика расчета ножниц с катящимся резом / Р.А. Адамович, А.Д. Пальмин, А.М. Рогоза, Л.М. Рудельсон // Новые конструкции и исследования, агрегатов и машин обработки проката: сб. науч. тр. М.: ВНИИМЕТМаш, 1985. С. 62–73.
5. Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V. Plasma-Detonation Technology for Modification of the Surface Layer of Metal Parts // The Open Surface Science Journal. 2009. V. 1. P. 13–19.
6. Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л. Плазменные упрочняющие технологии. Киев: Наукова думка, 2008. 218 с.
7. Тюрин Ю.Н., Кульков С.Н., Колисниченко О.В. Импульсно-плазменное упрочнение калибров твердосплавных прокатных шайб // Черная металлургия. 2009. С. 10–14.
8. Легирование и наноструктурирование поверхности штамповой стали / Ю.Н. Тюрин, О.В. Колисниченко, И.М. Дуда, Ким Чжин Хонг, Ким Хюнг Чжун // Черные металлы. 2010. № 11. С. 11–16.
9. Износостойкость валковых чугунов после импульсно-плазменной обработки / Ю.Н. Тюрин, О.В. Колисниченко, И.М. Дуда, Ким Чжин Хонг, Ким Хюнг Чжун // Черные металлы. 2010. № 12. С. 14–17.



УДК 621.793.72

А.В. Кабанов, С.В. Качалин

(Московский государственный технический университет "СТАНКИН")

E-mail: aka.banov@mail.ru

## Разработка модельного ряда автоматизированных вакуумно-дуговых установок для нанесения износостойких покрытий

*Описан ряд из трех вакуумно-дуговых установок для нанесения износостойких покрытий. Приведены описания основных узлов и систем, а также краткие описания технологических процессов, осуществляемых на установках.*

**Ключевые слова:** износостойкое покрытие, электродуговой испаритель, комбинированное упрочнение.

*The family of three Arc-PVD installations for wear-resistant coating is described. Descriptions of a main units and systems, and also a brief characteristics for realized technological processes are given.*

**Keywords:** wear-resistant coating, vacuum arc evaporator, complex hardening.

В рамках выполнения работ по Федеральной целевой программе "Национальная технологическая база" в Центре физико-технологических исследований МГТУ "Станкин" совместно с ОАО "ЦНИИТМаш" в 2009–2010 гг. был разработан ряд вакуумно-дуговых установок для нанесения износостойких покрытий. Основными задачами, которые необходимо было решить в процессе работ, являлись:

- конструкторская проработка основных узлов установок, таких, как размеры и компоновка вакуумных камер, состав систем откачки и регулирования давления, конструкции электродуговых испарителей и внутрикамерных механизмов, необходимых для осуществления технологических операций по формированию износостойких покрытий;

- разработка ключевых импортозамещающих комплектующих – специализированных источников питания и блоков управления;

- разработка компьютерной системы программного управления для оснащения автоматизированных установок;

- разработка технологических процессов упрочнения широкой номенклатуры режущего, штампового и мерительного инструментов, деталей машин для ряда разработанных установок.

Модельный ряд состоит из трех установок, предназначенных для:

- комбинированного упрочнения режущего инструмента с использованием технологии ДВДР;

- низкотемпературного упрочнения штампового и мерительного инструментов;

- упрочнения деталей машин и длинномерного режущего инструмента.

Вакуумные камеры всех установок представляют собой вертикальную шестигранную призму (рис. 1) с высотой рабочего пространства 750 мм (рис. 1, а, б) и 1750 мм (рис. 1, в). Центральная часть камеры – параллелепипед, к которому крепятся две двери. На боковых поверхностях дверей имеется по два прямоугольных окна с установочными фланцами для размещения электродуговых испарителей. Такое решение позволяет устанавливать, в зависимости от конкретных задач, разные модели испарителей, например протяженные планарные (рис. 1, а) или осесимметричные торцевые (рис. 1, б). Две расположенные друг против друга двери обеспечивают легкий доступ к внутренним поверхностям камеры и значительно облегчают проведение работ по загрузке/выгрузке изделий и очистке камеры от пыли, образующейся в процессе нанесения покрытий.

Все стенки, крыша и днище камер выполнены двойными с рубашкой водоохлаждения. Стол с планетарным механизмом для размещения обрабатываемых инструментов установлен на днище камер (рис. 1, а, б) и на крыше камеры (рис. 1, в). Установка с камерой (рис. 1, в) предназначена для нанесения покрытий на длинномерные (до 1500 мм) изделия, специфика обработки которых требует размещения

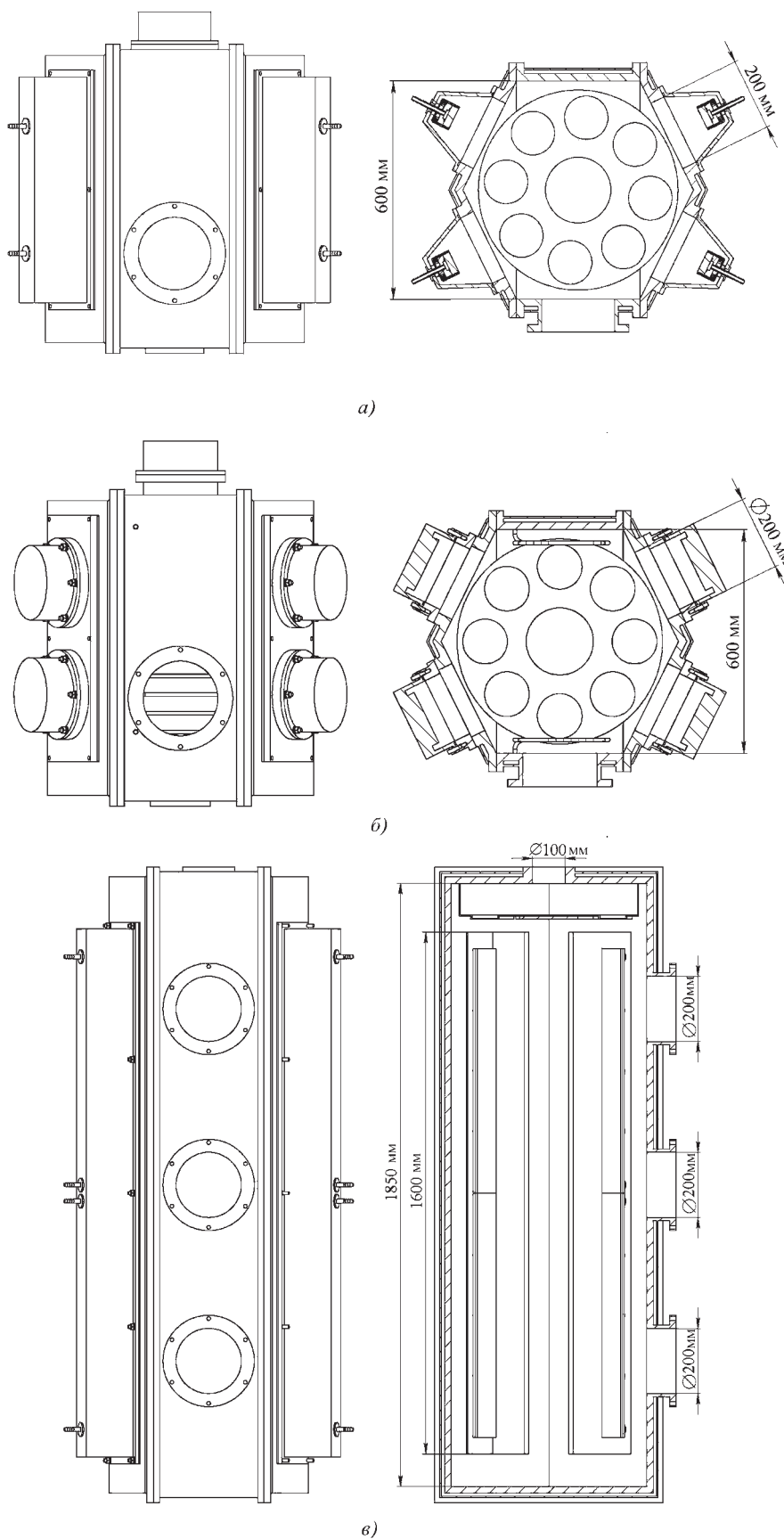


Рис. 1. Общий вид вакуумных камер

их в камере на подвесах для устранения возможных термических деформаций.

Вакуумные системы установок (рис. 1, а, б) состоят из мощного (90 м<sup>3</sup>/ч) форвакуумного насоса и турбомолекулярного насоса производительностью более 1000 л/с. Вакуумная система установки для длиномерных изделий (рис. 1, в) содержит три турбомолекулярных насоса, установленных каждый на своем патрубке, и общего блока форвакуумной откачки из пластинчато-роторного и двухроторного насосов. Для контроля давления в камере применен мембранный датчик абсолютного давления Varatron 626. Независимость показаний этого датчика от состава газовой среды позволила с высокой точностью поддерживать заданное соотношение рабочих газов в камере в течение технологического процесса упрочнения инструмента. Регулятором давления и состава газовой среды является трехканальный натекатель отечественного производства МКУБ 468333.030.

В камерах (см. рис. 1, а, б) предусмотрена возможность установки нагревателей (ТЭН) общей мощностью 8,9 кВт для подогрева обрабатываемых инструментов во время формирования покрытий при низком потенциале смещения и других специальных технологических операциях.

Общий вид установки для комбинированного упрочнения режущего инструмента представлен на рис. 2.

Главным узлом установки для нанесения покрытий, определяющим ее технологические возможности, является электродуговой испаритель. Конструкция катодного узла испарителя и организация движения пятна дуги по поверхности катода полностью определяют такие параметры, как равномерность толщины покрытий по площади напыления, количество капельной фазы в покрытии, а также оказывают ос-





Рис. 2. Установка для комбинированного упрочнения режущего инструмента

новное влияние на воспроизводимость результатов и надежность установки в целом. В установках модельного ряда возможно использование двух типов испарителей.

В планарном протяженном испарителе испаряемые материалы применяются в виде сменных пластин, причем в конструкции реализована возможность применять катоды из двух частей с независимым креплением к охлаждающему основанию. Движение катодного пятна по длине катода обеспечивается специализированным источником питания. Разработанный планарный испаритель с общей длиной составного катода 1500 мм предназначен для установки нанесения покрытий на длинномерный инструмент.

В установках комбинированного и низкотемпературного упрочнения более целесообразно использовать традиционные испарители с цилиндрическим катодом [1–3]. Была разработана новая конструкция торцевого испарителя (рис. 3). Глав-

ным направлением разработки данной конструкции было уменьшение количества и размеров микрокапель материала катода, которые всегда присутствуют в плазменном факеле вакуумной дуги. Известно [1], что количество капель значительно уменьшается с понижением температуры поверхности катода и с повышением скорости движения катодного пятна. Следуя этим условиям, была выбрана форма катода в виде диска с отношением диаметра к толщине  $D/h=4$ . Тыльная сторона катода имеет водяное охлаждение, обеспечивая температуру рабочего торца менее  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Движение катодных пятен дуги по катоду управляется магнитным полем соленоида 3 (см. рис. 3).

При работе испарителя ускоренное движение катодных пятен в магнитном поле создает кольцевой трек, размер которого пропорционален индукции поля соленоида [4]. Изменяя определенным образом ток соленоида во времени, можно получить различные профили расхождения катода [5–7], показанные на рис. 4.

Профиль *a* позволяет максимально использовать материал катода. Профиль *б* обеспечивает расширение зоны равномерного нанесения покрытия за счет отклонения факела дуги от оси испарителя во время движения по периферии катода, поскольку направленные плазменной струи, генерируемой катодным пятном дуги, всегда нормально к поверхности катода. Исследования полученных с использованием нового испарителя покрытий показали существенные отличия в количестве и размерах капель, присутствующих в них. Фотографии, сделанные при одинаковом увеличении ( $\times 500$ ), представлены на рис. 5. Диаметр

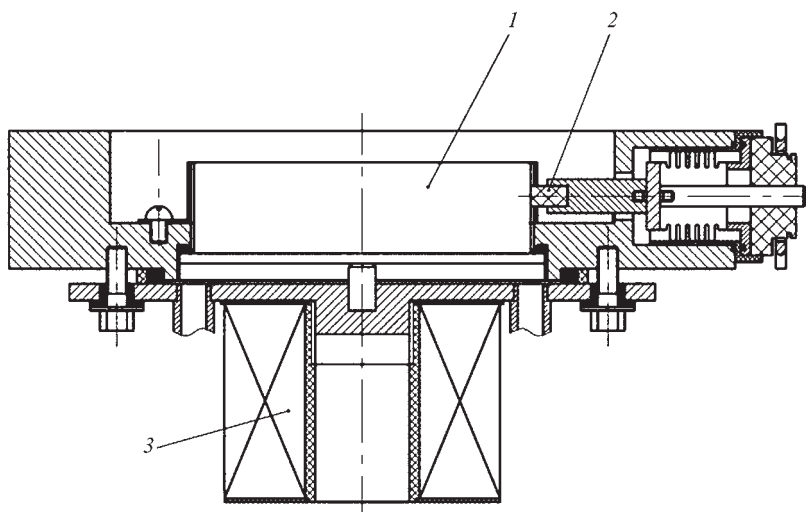


Рис. 3. Торцевой испаритель



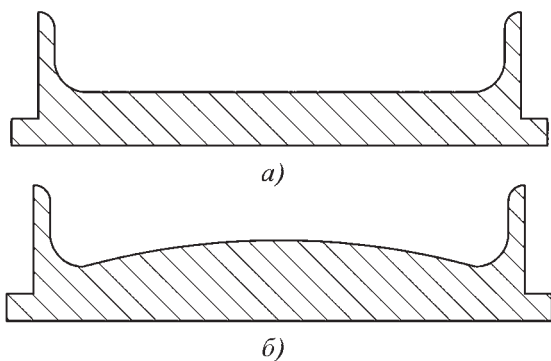
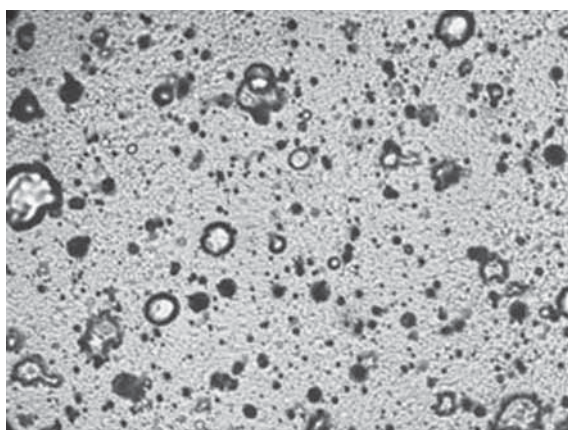


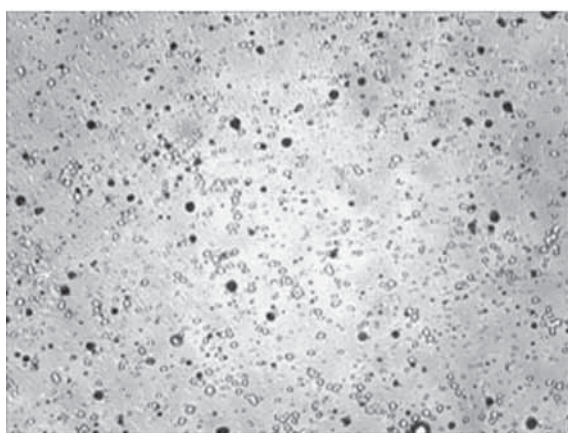
Рис. 4. Профили расхождения катода

области равномерного по толщине покрытия ( $\pm 20\%$ ) достигает 300 мм.

В конструкциях всех установок модельного ряда заложена возможность реализации режима *двухступенчатого вакуумного дугового разряда* (ДВДР) [2]. Многолетняя практика применения ДВДР в технологии ионно-плазменного упрочнения инструмента,



а)



б)

Рис. 5. Поверхность покрытий TiN, ток дуги 100 А (а), 120 А (б)

отработанная в МГТУ "СТАНКИН", нашла выражение в процессе комбинированной обработки [3, 8, 9]. Способ сочетает в себе образование твердого поверхностного подслоя за счет диффузионного насыщения азотом, эффективной активации поверхности и нанесения покрытия в одном вакуумном цикле. Как известно, режим ДВДР требует разделения вакуумного объема камеры на катодную и анодную части разряда при помощи экрана [10, 11]. В установках комбинированного и низкотемпературного упрочнения каждый испаритель снабжен подвижной заслонкой. Такая заслонка, во-первых, закрывает выходной патрубок в первые несколько секунд работы испарителя, защищая инструмент от выброса испаренных с поверхности катода загрязнений (окислов и т.п.). Во-вторых, эта же заслонка работает как проницаемый для газовой плазмы экран ДВДР. Таким образом, можно использовать режим ДВДР не только для травления и диффузионного насыщения поверхности в первой стадии процесса комбинированной обработки, но и во время осаждения покрытия для увеличения степени ионизации плазменной среды. В установке для длинномерных изделий имеется один экран, который может перемещаться от одного планарного испарителя к другому для реализации ДВДР или в промежуточное положение во время нанесения покрытий.

Источник питания потенциала смещения на подложках имеет, кроме выхода постоянного тока, импульсный режим. В этом режиме выход источника питания прерывается паузами 3...5 мкс с частотой 40 кГц. Имеется защита от бросков тока в нагрузку (дуговых пробоев). Время срабатывания защиты менее 3 мкс.

Установка низкотемпературного упрочнения имеет дополнительный блок источника питания смещения, который генерирует короткие высоковольтные импульсы, накладываемые на основной уровень потенциала смещения. Применение таких импульсов позволяет снизить интегральную температуру подложек во время нанесения покрытия до 100...120 °С с сохранением высоких твердости и адгезии покрытий [8]. Максимальная амплитуда импульса 3 кВ, частота следования регулируется от 1 до 15 кГц. Для более надежной защиты подложек от возникновения дуговых пробоев этот источник питания в режиме принудительного прерывания выхода обеспечивает во время паузы переход напряжения в положительную, относительно "общего", полярность на 15 % от уровня отрицательного потенциала.

Таким образом, установки модельного ряда позволяют выполнять при токовой нагрузке до 15 А в установках комбинированного и низкотемпературного

упрочнения и до 30 А в длинномерной установке следующие технологические операции:

- разогрев подложек ионной бомбардировкой и радиационными нагревателями;
- очистку и травление подложек в плазме ДВДР, в том числе с низкой интегральной температурой подложек;
- диффузионное насыщение поверхностного слоя подложек азотом в условиях интенсивной ионной бомбардировки;
- осаждение покрытий, в том числе многокомпонентных, градиентных и многослойных;
- осаждение покрытий при низкой интегральной температуре подложек;
- осаждение покрытий на непроводящие подложки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Аксенов Д.С., Аксенов И.И., Стрельницкий В.Е. Подавление эмиссии макрочастиц в вакуумно-дуговых источниках плазмы // Вопросы атомной науки и техники. 2007. № 6. С. 106–115.
2. Андреев А.А., Саблев Л.П., Григорьев С.Н. Вакуумно-дуговые покрытия. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2010. 317 с.
3. Григорьев С.Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2009. 368 с.
4. Road beam source of fast atoms produced as a result of charge exchange collisions of ions accelerated between two plasmas / S.N. Grigoriev, Yu.A. Melnik, A.S. Metel,

V.V. Panin // Instruments and Experimental Techniques. 2009. V. 52. № 4. P. 602–608.

5. Григорьев С.Н., Шумихина Е.М., Змиева К.А. Метод повышения энергоэффективности технологий вакуумно-плазменного нанесения покрытий // Вестник МГТУ Станкин. 2010. № 1. С. 82–87.

6. Григорьев С.Н., Метель А.С., Федоров С.В. Модификация структуры и свойств быстрорежущей стали путем комбинированной вакуумно-плазменной обработки // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 1. С. 9–14.

7. Источники широких пучков быстрых молекул с секционированными холодными катодами и эмиссионными сетками / А.С. Метель, С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, В.П. Болбуков // Приборы и техника эксперимента. 2012. № 1. С. 130.

8. Григорьев С.Н. Методы осаждения износостойких нанопокрываний в инструментальном производстве // Металлургия машиностроения. 2011. № 1. С. 37–43.

9. Волосова М.А., Григорьев С.Н. Технологические принципы осаждения износостойких нанопокрываний для применения в инструментальном производстве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 6. С. 37–42.

10. Filling the vacuum chamber of a technological system with homogeneous plasma using a stationary glow discharge / A.S. Metel, S.N. Grigoriev, Ya.A. Melnik, V.V. Panin // Plasma Physics Reports. 2010. V. 35. № 12. P. 1058–1067.

11. Вакуумно-дуговое осаждение наноструктурных TiN-покрытий с ионной имплантацией / А.А. Андреев, В.А. Столбовой, В.М. Шулаев, С.Н. Григорьев, В.Ф. Горбань // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 12. С. 7–11.

## ДЕТАЛИ МАШИН И ОСНОВЫ КОНСТРУИРОВАНИЯ

**Д.В. Чернилевский**

**Учебник**

2012 г. 672 с.

ISBN 16978-5-94275-617-8



Цена 800 р.

Изложены основы теории расчета деталей машин, методология и методика проектирования механических приводов технологического оборудования агропромышленного комплекса и пищевой промышленности. Методика выполнения расчетов и конструирования в объеме учебных технических заданий снабжена необходимыми справочными материалами и иллюстрациями. Даны примеры проектирования механических приводов, включающих цилиндрические, конические, планетарные, волновые и червячные редукторы, открытые зубчатые, ременные и цепные передачи; правила подбора муфт, а также рекомендации по выполнению конструкторской документации и защите курсового проекта (расчетно-графические работы).

Для студентов инженерно-технических специальностей вузов, может быть полезен аспирантам и преподавателям.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru. Информация по тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU



# КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

УДК 534.222.2+621.793

А.А. Штерцер<sup>1</sup>, В.Ю. Ульяницкий<sup>2</sup>, Б.Е. Гринберг<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Конструкторско-технологический филиал Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева Сибирского отделения Российской академии наук (КТФ ИГиЛ СО РАН),

<sup>2</sup> Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева Сибирского отделения Российской академии наук (ИГиЛ СО РАН))

E-mail: asterzer@mail.ru

## Износостойкость металлических, твердосплавных и алюмооксидных покрытий, полученных детонационным напылением\*

Показано тестирование покрытий, полученных с помощью детонационного напыления с компьютерным контролем процесса (Computer Controlled Detonation Spraying – CCDS). Список покрытий включает твердые сплавы (WC/Co – 75/25, WC/Co – 88/12, WC/Co/Cr – 86/10/4, Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>/NiCr), оксид алюминия, самофлюсующийся сплав NiCr17Si4B4, титан, бронзу и коррозионно-стойкую сталь. Проведены трибологические испытания покрытий на абразивный износ (стандарт ASTM G65), эрозионный износ (стандарт ASTM G76) и гидроабразивный износ. Для проведения испытаний на гидроабразивный износ были разработаны специальное устройство и метод, основанный на взаимодействии струи воды, насыщенной частицами корунда, с поверхностью покрытия. Обсуждается связь износостойкости покрытий с их прочностными свойствами и связь различных видов износа между собой.

**Ключевые слова:** детонационное напыление, металлические покрытия, высокотвердые покрытия, износ.

The testing of coatings deposited by technique of Computer Controlled Detonation Spraying was performed. The list of coating material includes hard alloys (WC/Co – 75/25, WC/Co – 88/12, WC/Co/Cr – 86/10/4, Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>/NiCr), alumina, self-fluxing alloy NiCr17Si4B4, titanium, bronze, and stainless steel. Tribological tests of obtained coatings on abrasive wear (ASTM standard G65), erosion wear (ASTM standard G76), and hydro-abrasive wear were done. To make hydro-abrasive tests the special technique and equipment was developed, based on the action of water jet, saturated with corundum particles, on the coating surface. The relationship between coating tribological properties and its strength characteristics, as well as between different kinds of wear is discussed.

**Keywords:** detonation spraying, metallic coatings, hard coatings, wear.

### Введение

Детонационное напыление используется для нанесения износостойких, электроизолирующих, защитных и других функциональных покрытий на поверхности различных материалов и деталей машин. Детонационное напыление с компьютерным контролем процесса (Computer Controlled Detonation Spraying – CCDS), разработанное в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН (ИГиЛ СО РАН), является усовершенствованным вариантом данной технологии и характеризуется прецизионным управлением всеми параметрами напы-

ления (потреблением топлива, окислителя и инертного газа, подачей порошка, темпа выстрелов и т.д.) и организацией автоматического перемещения (поступательного и вращательного) обрабатываемой детали, обеспечиваемого манипулятором. Технология CCDS позволяет получать покрытия из самых различных материалов: керамических, металлических, твердосплавных и т.д. [1, 2].

Цель работы – дополнить имеющуюся базу данных [3–7] свойствами покрытий, полученных методом CCDS из сплавов на основе WC и Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>, оксида алюминия, самофлюсующегося сплава NiCr17Si4B4, титана, бронзы и коррозионно-стойкой стали. Кроме испытаний на абразивный и эрозионный износ добавлено тестирование покрытий на гидроабразивный износ по специально разработанной методике и сделана попытка найти связь между различными видами износа.

\*Исследования проводились при поддержке Президиума РАН (программа 25, проект 8), Президиума СО РАН (междисциплинарный интеграционный проект № 63) и научной школы НШ – 247.2012.1.



### Описание экспериментов

Перечень использованных для напыления порошков указан в табл. 1. Покрытия наносились с помощью установки CCDS2000, в качестве детонирующего газа применяли смесь ацетилен/кислород. Молярное соотношение кислород/топливо выбиралось разным для керамики ( $Al_2O_3$ ) и содержащих металл порошковых материалов. Чтобы предотвратить окисление частиц металла в горячих продуктах детонации во время их ускорения в стволе пушки, напыление выполнялось газовой смесью с молярным коэффициентом  $O_2/C_2H_2 = 1,05$  или менее. В этом случае продукты детонации содержат главным образом молекулы  $H_2$ ,  $CO$  и небольшое количество свободных молекул  $O_2$  и атомов кислорода. Оксидная керамика не чувствительна к окислению, и напыление  $Al_2O_3$  проводилось с применением более мощной детонирующей смеси  $O_2/C_2H_2 = 2,5$ . В технологии CCDS значения коэффициентов кислород/топливо вносятся в управляющий компьютер перед напылением и, в процессе напыления, этот коэффициент может меняться по заданной программе. В [1] представлена исчерпывающая информация по экспериментальным данным и анализу свойств различных газов, применяемых в детонационном напылении.

В работе использовали установку CCDS2000 со стволом диаметром 20 мм и длиной 800 мм. Порош-

ковый дозатор специальной конструкции [8] впрыскивает порошок в ствол по поперечной схеме на расстоянии 350 мм от открытого конца ствола. Дозатор работает в импульсном режиме и обеспечивает порционную подачу порошка в ствол для каждого выстрела в момент времени, задаваемый компьютером.

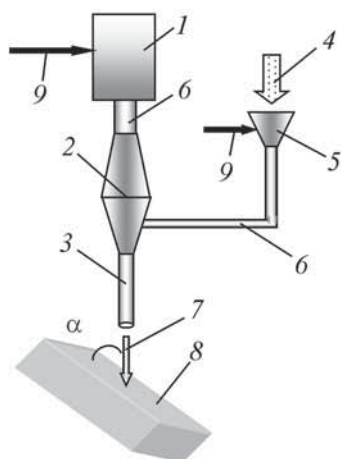
Покрытия толщиной ~500 мкм наносились на плоские подложки из низкоуглеродистой стали размером 2×25×75 мм. Испытания на абразивный, эрозионный и гидроабразивный износ проводились на оборудовании, специально сконструированном в ИГиЛ СО РАН, для тестирования газотермических покрытий (абразивно-эрозионный и гидроабразивный стенды). С использованием абразивно-эрозионного стенда параметры абразивного и эрозионного износа определяются согласно стандартам G65 и G76 ASTM соответственно. Применение этого стенда особенно эффективно при сравнительном анализе сопротивления износу покрытий из различных твердых сплавов [5]. В испытаниях в качестве абразивного материала используется порошок электрокорунда нормального, ГОСТ 28818–90, марка 13А, размер частиц 200...250 мкм (зернистость № 20). Производитель – ОАО "Юргинские абразивы". В абразивном испытании износ вызывается трением вращающегося обрезиненного диска о покрытие с подачей абразива на поверхность трения. Диаметр диска 232 мм, ско-

Таблица 1

Характеристика напыляемых порошков

Материал (марка порошка)	Производитель	Размер частиц, мкм	Плотность материала, г/см <sup>3</sup>
$Al_2O_3$ (корунд М28)	ООО НТЦ "ИНОКС" (г. Новосибирск)	20...28	4,00
$Cr_3C_2/NiCr - 75/25$ ( $Cr_3C_2/NiCr$ )	ООО "ТСЗП" (г. Москва)	–53	7,04
$WC/Co/Cr - 86/10/4$ (Durmat 105.001)	Durum Verschleiss-Schutz GmbH (Германия)	22...45	13,90
$WC/Co - 88/12$ (Praxair 1342 VM)	Praxair (США)	15...45	14,30
$Wc/Co - 75/25$ (BK-25)	ОАО "КЗТС" (г. Кировоград)	–63	13,10
ПР-НХ17СР4/АП – $NiCr17Si4B4$	ОАО "Полема" (г. Тула)	–40	6,98
Алюминиевая бронза ПР-БрАЖНМц 8,5-4-5-1,5/АП – $CuAl8,5Fe4Ni5Mn1,5$	ОАО "Полема" (г. Тула)	20...63	7,50
Коррозионно-стойкая (20Х13)	ОАО "Полема" (г. Тула)	–40	7,67
Титан (Ti)	TLS Technik GmbH (Германия)	–80	4,50





**Рис. 1. Схема испытаний на гидроабразивный износ:**  
 1 – гидронасос; 2 – головка сопла; 3 – сопло; 4 – подача зернистого абразива; 5 – смеситель; 6 – трубопровод; 7 – водно-абразивная струя; 8 – испытываемый образец; 9 – подача воды;  $\alpha$  – угол омывания

рость вращения 240 об/мин, прижимное усилие образца к колесу 130 Н для высокотвердых сплавов и 45 Н для металлов, расход абразива составлял 130...140 г/мин. Время одного теста 50 с (200 оборотов диска), каждый образец подвергается испытаниям до 10 тестов или менее (если покрытие протирается насквозь раньше). Скорость абразивного износа определяется как полная потеря объема образца, деленная на полное время всех испытаний, и измеряется в  $\text{мм}^3/\text{мин}$ . В эрозионном тесте организовано соударение частицы с покрытием, при этом частица разгоняется в струе воздуха. Используется тот же порошок электрокорунда, что и в испытаниях на абразивный износ. Диаметр сопла воздушной струи 5 мм, расстояние образец–сопло 12...13 мм, угол соударения  $30^\circ$  (между поверхностью образца и осью сопла), скорость частиц 120 м/с, расход порошка 6,5 г/мин. Одно испытание продолжается одну минуту, каждый образец подвергается не более 10 испытаниям (если покрытие изнашивается насквозь раньше). Отмечено, что при угле соударения  $30^\circ$  происходит максимальный износ [9]. Скорость эрозионного износа определяется как полная потеря объема образца, деленная на полное время всех испытаний и измеряется в  $\text{мм}^3/\text{мин}$ .

Конструкция гидроабразивного стенда основана на схеме испытания, представленной на рис. 1. Существуют различные способы испытаний на гидроабразивный износ, но нами выбран метод, в котором поверхность образца оmyвается под заданным углом потоком воды, насыщенной абразивными частицами.

Поток воды формируется водяным насосом 1, который подает воду через трубопровод 6 в головку 2 сопла и обеспечивает давление 0,51 МПа на входе в сопло 3, так что скорость струи 7 составляет 31 м/с. Расход воды  $160 \text{ см}^3/\text{с}$ . Суспензия "вода+абразив" подготавливалась отдельно в смесителе 5, куда абразивный порошок 4 подавали с расходом 1,22 г/с, расход воды составил  $4 \text{ см}^3/\text{с}$ . Суспензию подавали в головку 2 сопла через трубопровод 6 и после этого впрыскивали в главный поток воды, обеспечиваемый насосом 1. В испытаниях угол оmyвания  $\alpha = 10^\circ$ . Одно испытание продолжается 90 мин, скорость гидроабразивного износа определяли путем деления потерянного объема образца на время испытания и измеряли в  $\text{мм}^3/\text{мин}$ . В качестве абразива использовали порошок электрокорунда с размером частиц 315...400 мкм (зернистость № 32).

Взвешивание образцов до и после тестирования производили на аналитических весах "ЛВ 210-А" с точностью до 0,1 мг. Объемный износ образца вычисляли путем деления потерянной массы на плотность материала покрытия. Полученные данные по скорости износа покрытий представлены в табл. 2.

Кроме трибологических свойств определяли твердость и когезию покрытий. Твердость измеряли динамическим тестером ТЕМП-4, когезию – по методике,

Таблица 2

Скорость износа покрытий

Материал покрытия	Скорость износа, $\text{мм}^3/\text{мин}$		
	абразивного	эрозионного	гидроабразивного
$\text{Al}_2\text{O}_3$	5,82	3,32	0,225
$\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{NiCr} - 75/25$	8,09	1,28	0,119
$\text{WC}/\text{Co}/\text{Cr} - 86/10/4$	1,32	0,88	0,088
$\text{WC}/\text{Co} - 88/12$	1,50	0,87	0,091
$\text{WC}/\text{Co} - 75/25$	3,04	0,93	0,093
$\text{NiCr}17\text{Si}4\text{B}4$	20,10	2,40	0,210
Алюминиевая бронза	31,60	1,25	0,325
Коррозионно-стойкая сталь	14,59	1,05	0,170
Титан	15,78	1,34	0,258

Таблица 3

Твердость и когезия покрытий

Материал покрытия	Твердость HV, МПа	Когезия, МПа
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	12 740	29
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> /NiCr – 75/25	9600	174
WC/Co/Cr – 86/10/4	13 720	180
WC/Co – 88/12	13 230	517
WC/Co – 75/25	10 780	272
NiCr17Si4B4	5740	702
Алюминиевая бронза	2790	261
Коррозионно-стойкая сталь	4145	452
Титан	3970	284

описанной в [6]. Данные по твердости и когезии приведены в табл. 3.

Обсуждение результатов

Наш опыт показывает, что разброс данных по трибологическим и прочностным свойствам покрытий, полученных в одном и том же режиме напыления, достигает ±12...15 %. Это естественный разброс, вызванный разными причинами, включая влажность атмосферы на момент напыления и проведения трибологических (абразивных, эрозионных) испытаний, изменение количества примесей в используемых для напыления газах от партии к партии, и т.д. Если менять параметры напыления для одного и того же порошка или эти параметры являются нестабильными, что характерно для устаревшего оборудования детонационного напыления, то разброс будет более значительным [3]. Учитывая это, из данных табл. 2 следует, что покрытия на основе WC, т.е. WC/Co/Cr – 86/10/4, WC/Co – 88/12, и WC/Co – 75/25, имеют фактически одно и то же сопротивление эрозионному износу. То же самое относится и к их сопротивлению гидроабразивному износу. Таким образом, можно сделать вывод, что эрозионный и гидроабразивный износ керметных покрытий на основе WC не очень чувствителен к содержанию металла–связки. В то же время абразивный износ очень чувствителен к содержанию Co или Cr. Можно отметить, что этот параметр для WC/Co – 75/25 в два раза выше, чем у WC/Co – 88/12. Абразивный износ металлов и сплавов в разы выше, чем у керамики (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и твердосплавных композитов, чего нельзя сказать про эрозионный и гидроабразивный виды износа. Например,

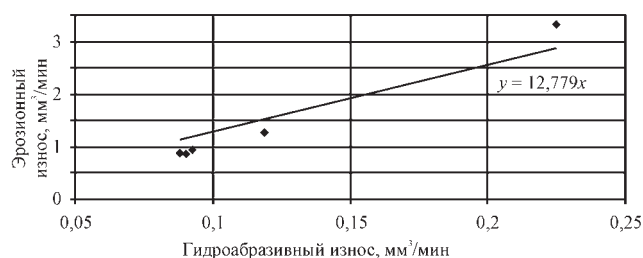


Рис. 2. Связь между эрозионным и гидроабразивным износами для покрытий аллюмооксидной керамики и твердых сплавов

эрозионный износ коррозионно-стойкой стали близок к износу сплава ВК-25, а износ оксида алюминия даже значительно выше, чем у всех металлов. Гидроабразивный износ металлов и сплавов превышает износ высокотвердых материалов, однако и здесь есть исключения: у оксида алюминия этот параметр выше, чем у коррозионно-стойкой стали и самофлюсующегося сплава NiCr17Si4B4.

Можно отметить, что нет прямой связи между твердостью покрытия и его сопротивлением износу. Например, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с твердостью HV = 12 740 МПа показывает значительно больший абразивный, эрозионный и гидроабразивный износ, чем WC/Co – 75/25, имеющий HV = 10 780 МПа. То же самое наблюдается для металлов и сплавов: коррозионно-стойкая сталь (HV = 4145 МПа) существенно лучше противостоит всем типам износа, чем более твердый сплав NiCr17Si4B4 (HV = 5740 МПа). Даже алюминиевая бронза (HV = 2790 МПа) имеет сопротивление эрозионному износу больше, чем NiCr17Si4B4.

Также отсутствует прямая связь между параметром прочности покрытия (когезия) и его сопротивлением износу. Например, когезия покрытия NiCr17Si4B4 значительно превышает когезию покрытия WC/Co – 88/12. Однако сопротивление всем видам износа у твердого сплава значительно выше.

Из вышесказанного следует, что поиск связи между прочностными параметрами покрытий и их трибологическими свойствами является трудной задачей. Кроме прочности и твердости испытываемого материала на рассмотренные виды износа могут влиять внутренние напряжения, коэффициент трения между материалом абразива и покрытия, микроструктура покрытия и т.д. Если меняются абразивный материал или размер зерен абразива, то параметры износа также могут меняться. Скорее всего, следует искать связь между износом и комплексными параметрами, включающими в себя твердость, прочность, плотность и другие свойства материала.

Что касается различных видов износа, то между ними наблюдается некоторая связь в каждой из двух

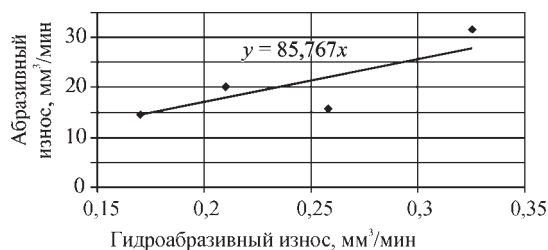


Рис. 3. Связь между абразивным и гидроабразивным износами для металлических покрытий

групп покрытий. А именно, существует корреляция между эрозионным и гидроабразивным износом у высокотвердых покрытий ( $Al_2O_3$  и твердые сплавы) и между абразивным и гидроабразивным износом у металлических покрытий. На рис. 2 видно, что с ростом гидроабразивного износа высокотвердых покрытий растет и их эрозионный износ. Для металлических покрытий, чем выше гидроабразивный износ, тем выше абразивный износ (рис. 3). Эти зависимости приближенно описываются линейными функциями, графики которых изображены на рис. 2, 3.

Полученные данные позволяют предположить, что для керамических и керметных покрытий существует некоторое подобие механизмов эрозионного и гидроабразивного видов износа, а для металлических — абразивного и гидроабразивного.

### Заключение

Полученные экспериментальные данные показывают, что нет прямой связи между твердостью покрытия и его износом в условиях абразивных, эрозионных и гидроабразивных испытаний. То же самое можно сказать и про когезию (прочность материала покрытия на разрыв). Это означает, что износ должен описываться некими сложными функциями, зависящими от ряда параметров, таких как твердость, когезия, плотность, уровень остаточных напряжений и др. На наш взгляд, соответствующие эмпирические формулы можно получить путем анализа опублико-

ванных в литературе экспериментальных данных по износу.

Что касается связи между различными видами износа, то наблюдается корреляция между абразивным и гидроабразивным износом для металлических покрытий и между эрозионным и гидроабразивным износом для алюмооксидной керамики и твердых сплавов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Computer-Controlled Detonation Spraying: From Process Fundamentals Toward Advanced Applications** / V. Ulianitskii, A. Shtertser, S. Zlobin, I. Smurov // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2011. V. 20. № 4. P. 791–801.
2. **Computer Controlled Detonation Spraying of WC/Co Coatings Containing MoS<sub>2</sub> Solid Lubricant** / A. Shtertser, C. Muders, S. Veselov, S. Zlobin, V. Ulianitsky, X. Jiang, V. Bataev // *Surface & Coatings Technology*. 2012. V. 206. № 23. P. 4763–4770.
3. **Nieme K., Vuoristo P., Mantyla T.** Properties of Alumina-Based Coatings Deposited by Plasma Spray and Detonation Gun Spray Processes // *Journal of Thermal Spray Technology*. 1994. V. 3. № 2. P. 199–203.
4. **Sundararajan G., Sen D., Sivakumar G.** The Tribological Behaviour of Detonation Sprayed Coatings: The Importance of Coating Process Parameters // *Wear*. 2005. V. 258. P. 377–391.
5. **Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А.** Сравнительный анализ свойств наноструктурных и микроструктурных керметных детонационных покрытий // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2009. № 3. С. 3–11.
6. **Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А.** Детонационное напыление и исследование свойств покрытий из сплавов на никелевой основе и чугуна // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2008. № 11. С. 36–41.
7. **Influence of Grit Blasting on the Roughness and the Bond Strength of Detonation Sprayed Coating** / D. Sen, M. Naveen, D. Chavan, S. Rao, G. Sundararajan // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2010. V. 19. № 4. P. 805–815.
8. **Патент РФ № 2400310.** Импульсный дозатор порошка / В.Ю. Ульяницкий, А.Л. Кирякин, А.А. Штерцер, С.Б. Злобин. Оpubл. 27.09.2010. Бюл. № 27.
9. **Kleis I., Kulu P.** Solid Particle Erosion. Occurrence, prognosification and control // *Tallinn University of Technology (TUT Press)*. 2005.



УДК 631.3.004.67

С.Ю. Элькин, В.В. Сафонов, И.Т. Полупанов  
(ФГОУ ВПО Саратовский государственный аграрный университет имени Н.И. Вавилова)  
E-mail: elkinsyu@yandex.ru

## Термомеханическое упрочнение при восстановлении деталей сельскохозяйственных машин

*Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований новой технологии восстановления пружинных зубьев сеноуборочных машин на примере сложно-профильных зубьев поперечных граблей ГП-14.*

*Научный подход к решению поставленной задачи состоял в разработке теоретического обоснования новой технологии восстановления и экспериментальном исследовании физико-механических свойств материала и рабочих параметров восстановленных пружинных зубьев.*

*Выявлены функциональные зависимости влияния рациональных режимов восстановления на параметры пружинных зубьев, и определен рекомендуемый режим, положенный в основу технологического процесса восстановления пружинных зубьев электромеханической обработкой.*

**Ключевые слова:** термомеханическая обработка, электромеханическая обработка, сеноуборочные машины, грабли, пружинные зубья, восстановление параметров, мелкодисперсный мартенсит, упрочненный слой.

*In article results of theoretical experimental researches of new technology of restoration of spring teeth of haymaking machines on an example of is difficult-profile teeth cross-section rake GP-14 are presented.*

*The scientific approach to the task in view decision consisted in working out of a theoretical substantiation of new technology of restoration and an experimental research of physicomechanical properties of a material and working parameters of the restored spring teeth.*

*Functional dependences of influence of rational modes of restoration on parameters of spring teeth are revealed and the recommended mode taken as a principle of technological process of restoration of spring teeth by electromechanical processing is defined.*

**Keywords:** thermomechanical processing, electromechanical processing, haymaking machines, a rake, spring teeth, restoration of parameters, finely divided martensite, the strengthened layer.

Эффективность работы сеноуборочных машин зависит от надежности основных узлов и деталей — способности выполнять заданные функции с минимальными затратами труда и материальных средств в течение длительного времени.

Потери сена в результате снижения величин рабочих параметров пружинных зубьев, а также затягивания агротехнических сроков сенокосения и нарушения условий получения высококачественного сена составляют более 25 % от возможного сбора. При наличии в нашей стране более 57,5 млн га сенокосных угодий даже минимальные нарушения в работе пружинных зубьев сеноуборочных машин приносят значительные убытки.

Пружинные зубья являются рабочими органами многих сеноуборочных машин. Это поперечные грабли ГП-14, боковые грабли ГБУ-6,0, фронтальные колесно-пальцевые грабли-валкооборачиватели ГВ-Ф-3,0, роторные грабли ПН-600, подборщик-полуприцеп ТП-Ф-4,5, барабанный подборщик с пружинными паль-

цами, подборщик с убирающимися пальцами, полотенно-пальцевый подборщик, цепочно-пальцевый подборщик, рулонные пресс-подборщики ПРП-16 и ПРФ-750 и др.

В процессе эксплуатации машин для уборки сена изменяются рабочие параметры пружинных зубьев. Это приводит к снижению эффективности работы всей сеноуборочной машины.

Пружинные зубья сеноуборочных машин работают в условиях асимметричного циклического нагружения. В результате длительной эксплуатации они изменяют свои рабочие параметры. Это приводит к следующим нежелательным явлениям: ухудшается качество подбора, сгребания и увеличиваются потери сена, нарушаются условия скручивания сена в валок максимальной плотности, сено сгружается впереди грабеля и чрезмерно загрязняется землей, снижаются скорость движения грабеля и производительность.



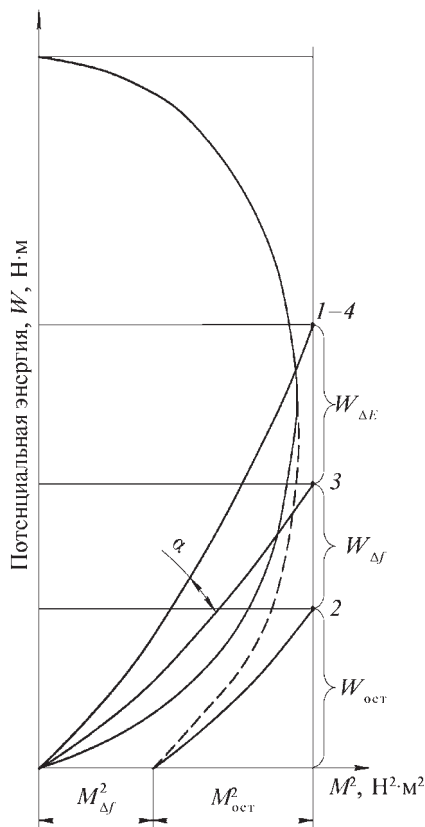


Рис. 1. Характеристика пружинного зуба

Пружинные зубья сеноуборочных машин – это плоские спиральные пружины. Рабочими параметрами таких пружин являются потенциальная энергия  $W$  и смещение свободного конца зуба  $f$  при приложении к нему усилия  $P$  [1].

Графическое изображение зависимости величины потенциальной энергии  $W$  от изгибающего момента  $M$ , возникающего при приложении усилия  $P$  к свободному концу пружинного зуба, называется характеристикой спиральной пружины.

В процессе эксплуатации сеноуборочных машин изменяются рабочие параметры пружинных зубьев. Для их восстановления необходимо воздействовать на зуб комплексом технологических операций, которые повысят потенциальную энергию до величины энергии нового зуба. Графически (рис. 1) это представляется в виде совмещения характеристик нового 1 и восстановленного 4 пружинных зубьев.

Для совмещения характеристик необходимо переместить характеристику 2 зуба, отработавшего ресурс, в начало координат. Такое перемещение достигается изгибом каждого участка пружинного зуба в направлении, обратном направлению нагружения при эксплуатации, а также поворотом полученной характеристики 3 против часовой стрелки на угол  $\alpha$ . На практике такой поворот достигается в результате технологических операций, ко-

торые улучшают физико-механические свойства материала прутка пружинного зуба.

Потенциальная энергия восстановленного зуба  $W_{\text{восст}}$  по величине должна быть равна потенциальной энергии нового грабельного зуба  $W_{\text{н}}$ . Она определяется по формуле

$$W_{\text{восст}} = W_{\text{ост}} + W_{\Delta f} + W_{\Delta E}, \quad (1)$$

где  $W_{\text{ост}}$  – остаточная потенциальная энергия грабельного зуба, отработавшего ресурс,

$$W_{\text{ост}} = \frac{M_{\text{ост}}^2 l}{2 E_{\text{ост}} I} + \frac{N_{\text{ост}}^2 l}{2 E_{\text{ост}} F}, \quad (2)$$

где  $M_{\text{ост}}$  – остаточный изгибающий момент, возникающий в прутке зуба при его деформации после эксплуатации Н·м;  $N_{\text{ост}}$  – остаточное продольное усилие Н;  $E_{\text{ост}}$  – модуль упругости 1-го рода материала прутка зуба, отработавшего ресурс, МПа;  $I$  – момент инерции сечения прутка зуба, кг·м<sup>2</sup>;  $F$  – площадь сечения прутка зуба, м<sup>2</sup>;  $W_{\Delta f}$  – приращение (увеличение) потенциальной энергии грабельного зуба, отработавшего ресурс, в результате деформирования изгибом в направлении, обратном направлению нагружения при эксплуатации,

$$W_{\Delta f} = \frac{M_{\Delta f}^2 l}{2 E_{\text{ост}} I} + \frac{N_{\Delta f}^2 l}{2 E_{\text{ост}} F}, \quad (3)$$

где  $M_{\Delta f}$  – приращение изгибающего момента грабельного зуба, отработавшего ресурс, в результате пластической деформации изгиба прутка зуба на величину  $\Delta f$  в направлении, обратном направлению нагружения при эксплуатации, Н·м;  $\Delta f$  – смещение свободного конца зуба в свободном состоянии после эксплуатации, м;  $N_{\Delta f}$  – приращение продольного усилия, Н;  $W_{\Delta E}$  – приращение потенциальной энергии в результате воздействия на материал прутка грабельного зуба, отработавшего ресурс, технологических операций, улучшающих его физико-механические свойства, Н·м,

$$W_{\Delta E} = \frac{M_{\Delta E}^2 l}{2 \Delta E I_{\Delta E}} + \frac{N_{\Delta E}^2 l}{2 \Delta E F_{\Delta E}}, \quad (4)$$

где  $M_{\Delta E}$  – приращение величины изгибающего момента в результате воздействия на материал прутка грабельного зуба технологических операций, улучшающих его физико-механические свойства, Н·м;  $\Delta E$  – увеличение модуля упругости кольцевого сечения прутка пружинного зуба в результате воздействия операций технологического процесса восстановления, МПа;  $I_{\Delta E}$  – момент инерции упрочненного кольцевого сечения прутка зуба, кг·м<sup>2</sup>;  $N_{\Delta E}$  – приращение величины продольного усилия в результате воздействия на материал прутка зуба технологических операций, улучшающих его физико-механические свойства, Н;  $F_{\Delta E}$  – площадь кольцевого сечения прутка зуба, на которую воздействуют технологические

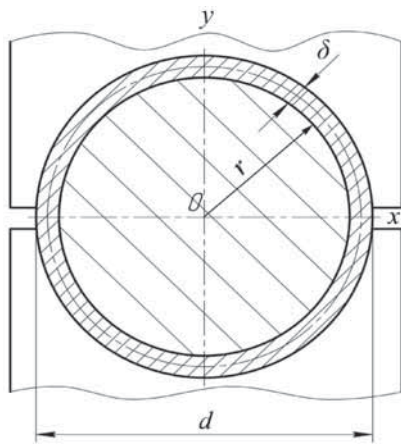


Рис. 2. Сечение прутка пружинного зуба, упрочненного ЭМО

операции, улучшающие физико-механические свойства материала, м<sup>2</sup>.

Потенциальная энергия восстановленного грабельного зуба определяется по формуле

$$W_{\text{восст}} = \frac{M_{\text{ост}}^2 l}{2 E_{\text{ост}} I} + \frac{N_{\text{ост}}^2 l}{2 E_{\text{ост}} F} + \frac{M_{\Delta f}^2 l}{2 E_{\text{ост}} I} + \frac{N_{\Delta f}^2 l}{2 E_{\text{ост}} F} + \frac{M_{\Delta E}^2 l}{2 \Delta E I_{\Delta E}} + \frac{N_{\Delta E}^2 l}{2 \Delta E F_{\Delta E}} \quad (5)$$

Задачу поиска комплекса технологических операций, обеспечивающих восстановление пружинных зубьев грабель, решали с позиции выбора технологических операций, позволяющих восстановить рабочие параметры детали и снизить скорость релаксационных процессов, протекающих в пружинных сталях при эксплуатации.

На основании изложенного выдвинута гипотеза о возможности восстановления рабочих параметров пружинных зубьев за счет непрерывно-последовательного изгиба каждого участка зуба в направлении, обратном направлению нагружения при эксплуатации, нагрева, поверхностного пластического деформирования, закалки и отпуска.

Указанные выше условия обеспечивает высокотемпературная термомеханическая обработка, являющаяся эффективным средством создания барьеров перемещению дислокаций при релаксации напряжений в пружинных сталях. По технологическим, экономическим и конструктивным показателям наиболее целесообразно проводить высокотемпературную термомеханическую обработку электрохимическим способом.

Схема сечения прутка зуба, упрочненного ЭМО, показана на рис. 2.

Момент инерции упрочненного кольцевого сечения прутка зуба можно описать формулой

$$I_{\Delta E} = \pi r^3 \delta, \quad (6)$$

где  $r$  – средний радиус кольцевого сечения прутка зуба, упрочненного ЭМО, м;  $\delta$  – толщина кольцевого сечения прутка зуба, упрочненного ЭМО, м.

С другой стороны,

$$\delta = \frac{I_T U K \mu \eta}{c v \rho T_{\Phi}}, \quad (7)$$

где  $I_T$  – сила тока, А;  $U$  – напряжение во вторичной цепи трансформатора, В;  $K$  – коэффициент, учитывающий часть тепла, которая идет на разогрев металла в зоне контакта роликов и прутка зуба,  $K = 0,8$ ;  $\mu$  – коэффициент, учитывающий часть тепла, создаваемого в зоне контакта, которая отводится с охлаждающей средой,  $\mu = 0,2$ ;  $\eta$  – коэффициент, учитывающий потери во вторичной цепи трансформатора,  $\eta = 0,41 \dots 0,43$ ;  $c$  – удельная теплоемкость металла, Дж/кг·°С;  $v$  – скорость обработки, м/с;  $\rho$  – периметр контакта, м;  $\rho$  – плотность материала прутка зуба, кг/м<sup>3</sup>;  $T_{\Phi}$  – температура фазового превращения металла, °С.

Величина площади кольцевого сечения  $F_{\Delta E}$  прутка зуба, упрочненного ЭМО, определяется по формуле

$$F_{\Delta E} = \pi d \delta, \quad (8)$$

где  $d$  – диаметр прутка зуба, м.

Согласно формулам (6)–(8), полная потенциальная энергия восстановленного зуба, с учетом теоретических режимов ЭМО, определяется по формуле

$$W_{\text{восст}} = W_n = \frac{M_{\text{ост}}^2 l}{2 E_{\text{ост}} I_T} + \frac{N_{\text{ост}}^2 l}{2 E_{\text{ост}} F} + \frac{M_{\Delta f}^2 l}{2 E_{\text{ост}} F} + \frac{N_{\Delta f}^2 l}{2 E_{\text{ост}} F} + \frac{M_{\Delta E}^2 l c v \rho T_{\Phi}}{2 \Delta E \pi r^3 I_T U K \mu \eta} + \frac{N_{\Delta E}^2 l}{2 \Delta E \pi d \delta} \quad (9)$$

Изложенные теоретические предпосылки позволили разработать способ восстановления пружинных зубьев, который заключается в следующем [2]. Пружинный зуб  $1$  (рис. 3), отработавший ресурс, свободным концом устанавливают на направляющий ролик  $2$  и продвигают между двумя токоподающими, обжимающими роликами  $3, 4$ , закрепленными в корпусе  $5$ . Последние пружинами  $6$  прижимаются к поверхности зуба  $1$  с усилием  $N$ . Для нагрева поверхности контакта роликов  $3, 4$  с зубом  $1$  служит трансформатор  $7$ , который включается магнитным пускателем  $8$ . Токоподводы трансформатора  $7$  закреплены на осях токоподающих обжимающих приводных роликов  $3, 4$ . Охлаждающая жидкость подводится в зону нагрева по трубке  $9$  [3].

Одновременно придается вращение токоподающим обжимающим приводным роликам  $3, 4$ , между ними пропускается электрический ток. Ролики  $3, 4$  обкатывают восстанавливаемый зуб  $1$  на всю длину, подвергая сечение между ними нагреву, поверхностному пластическому деформированию, гибке роликом  $10$  и охлаждению. Для закалки в зону нагрева подается охлаждающая жидкость – масло АС-8.

Установлено, что основными дефектами ремонтного фонда пружинных зубьев, подлежащих восстановлению,

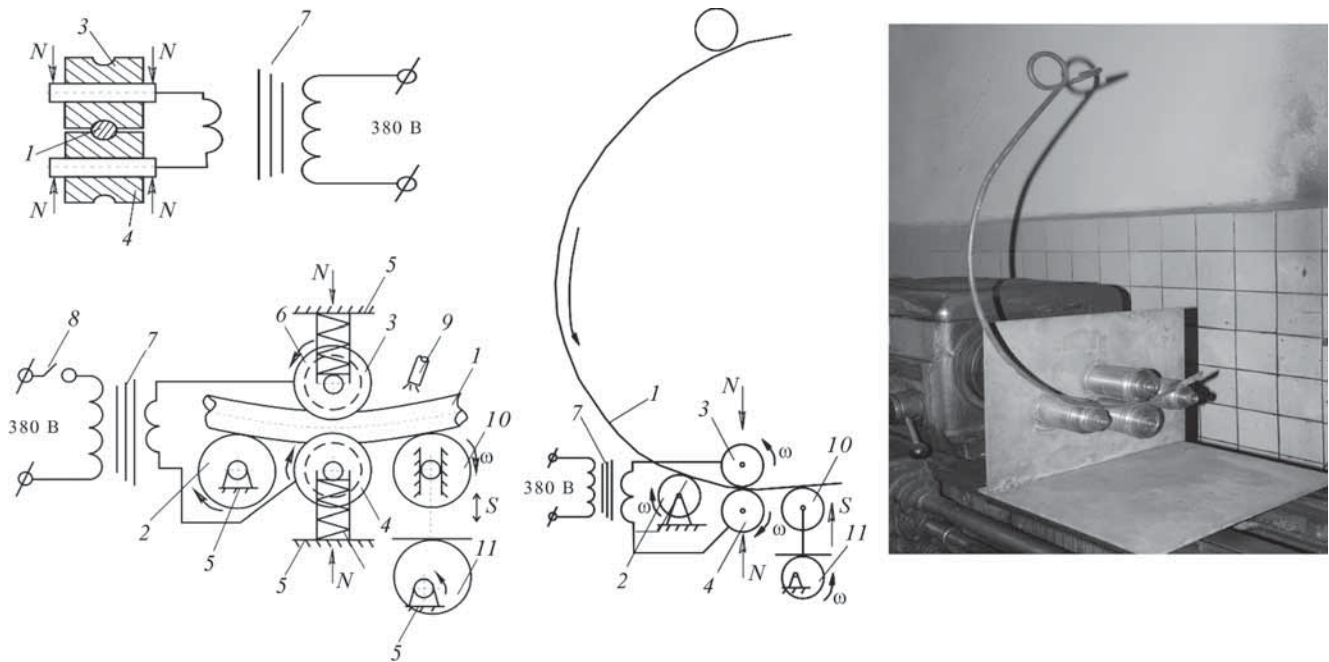


Рис. 3. Устройство для восстановления пружинных зубьев электромеханической обработкой (пат. № 79262 РФ)

являются: снижение величины потенциальной энергии ниже заданной техническими условиями ( $\approx 78\%$  от общего количества зубьев), отклонение формы рабочей зоны периметра зуба, отработавшего ресурс, от заданной спиральной формы нового зуба ( $\approx 63\%$ ) и смещение свободного конца пружинного зуба ( $\approx 60\%$ ).

С помощью методики планирования эксперимента разработаны математические модели, описывающие влияние режимов восстановления на параметры восстановленных пружинных зубьев [4]. Решением системы уравнений, описывающих влияние режимов восстановления на потенциальную энергию и смещение свободного конца пружинного зуба в свободном состоянии, выявлена факторная область рациональных режимов восстановления (рис. 4), позволяющих выбрать рекомендуемые режимы обработки, которые обеспечивают восстановление параметров пружинных зубьев в соответствии с техническими требованиями.

Таковыми режимами являются:

- сила тока  $I = 3400$  А;
- усилие прижатия роликов  $N = 560$  Н;
- линейная скорость движения роликов  $v = 2,9 \cdot 10^{-3}$  м/с.

Микроструктурные исследования показали, что структура пружинных зубьев, восстановленных по рекомендуемому режиму, имеет слоистый характер (рис. 5, а). Поверхностный слой до  $4 \cdot 10^{-5}$  м представляет собой мелкодисперсный бесструктурный мартенсит (рис. 5, б). Микроструктура сердцевины пружины – сорбит отпуска (рис. 5, в) [5].

Рентгеноструктурному анализу подвергались образцы новых и восстановленных по рекомендуемому режи-

му пружинных зубьев. Результаты измерения остаточных напряжений представлены на рис. 6. Фактическое распределение остаточных напряжений благоприятно с точки зрения повышения выносливости.

Результаты измерения плотности дислокаций у новых пружинных зубьев и пружинных зубьев, восстановленных электромеханической обработкой, приведены на рис. 7.

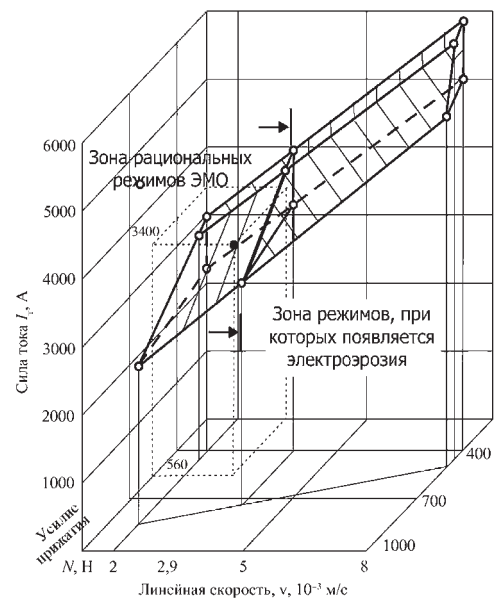
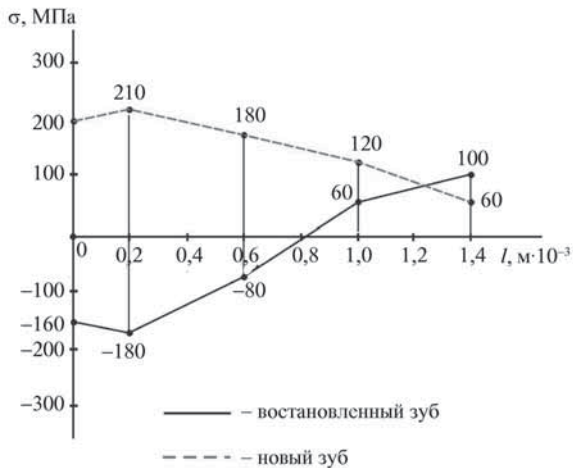
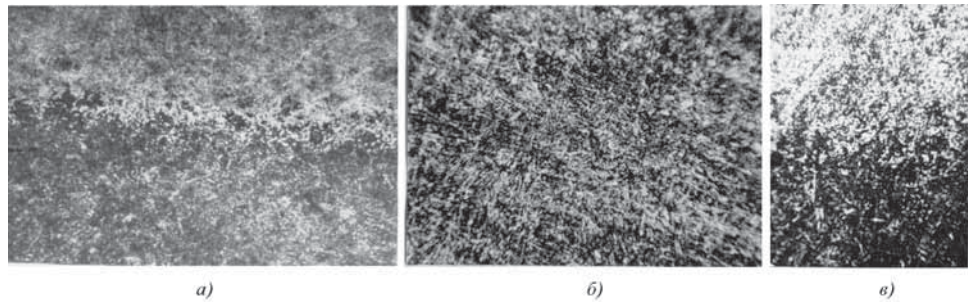


Рис. 4. Факторная область рациональных режимов восстановления

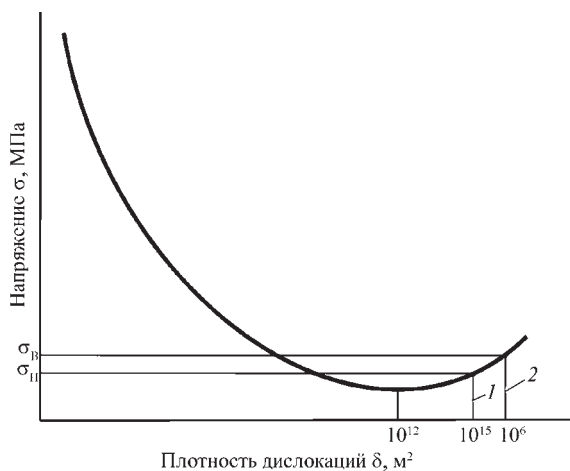


**Рис. 5. Микроструктура восстановленного по рекомендуемому режиму пружинного зуба:**

*a* – общий вид (слоистая, имеет две характерные зоны); *b* – поверхностный слой – мелкодисперсный бесструктурный мартенсит, микротвердость 61 HV; *в* – сердцевина зуба – сорбит отпуска, микротвердость 44 HV



**Рис. 6. Остаточные напряжения**



**Рис. 7. Зависимость предела прочности от плотности дислокаций:**

1 – новые зубья; 2 – зубья, восстановленные ЭМО

Партия пружинных зубьев, восстановленных ЭМО, была установлена на поперечные грабли ГП-14. Для сравнения новые и восстановленные зубья устанавливали попарно. По окончании эксплуатации в течение трех летних сезонов (2007–2009 гг.) пружинные зубья снимали с граблей для измерений.

На основании данных эксплуатационных испытаний установлена высокая надежность зубьев, восстановленных ЭМО. Рабочие параметры этих деталей находятся на уровне новых, соответствуют техническим требованиям на дефектацию и пригодны к дальнейшей эксплуатации. Годовой экономический эффект от внедрения технологии восстановления пружинных зубьев поперечных граблей ГП-14 составил 119 700 руб. при программе восстановления 1000 шт.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2521328 РФ. Способ восстановления зубьев поперечных граблей / С.Ю. Элькин, И.Т. Полупанов, В.В. Сафонов, В.Ф. Кузнецов. Заявка № 2008122678. 4 июня 2008 г.
2. Пат. 79262 РФ. Устройство для гибки кольцевых деталей / С.Ю. Элькин, И.Т. Полупанов, В.В. Сафонов, В.Ф. Кузнецов. Заявка № 2008127832. 8 июля 2008 г.
3. Элькин С.Ю., Полупанов И.Т. Аналитическое обоснование технологии восстановления зубьев поперечных граблей // Вестник Саратовского госагроуниверситета им. Н.И. Вавилова. 2008. № 3. С. 80–84.
4. Полупанов И.Т. Результаты исследования микроструктуры, остаточных напряжений и плотности дислокаций зубьев граблей, восстановленных электрохимической обработкой // Материалы Международной научно-практической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения профессора В.В. Красникова. Саратов. 2008. С. 95–97.
5. Полупанов И.Т. Исследование влияния режимов восстановления на рабочие параметры зубьев поперечных граблей // Материалы Международной научно-практической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения профессора В.В. Красникова. Саратов. 2008. С. 91–95.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

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

Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Солюшкина Л.Е.

Сдано в набор 27.12.12 г. Подписано в печать 18.02.13 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

Отпечатано в ООО "Белый ветер", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4