### ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



№ 5 (65) May 2010

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместители главного редактора: И.Н. ЖЕСТКОВА д-р физ.-мат. наук В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета: д-р техн. наук В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук А.В. КИРИЧЕК д-р техн. наук О.В. ЧУДИНА Редакционный совет: Ю.П. АНКУДИМОВ А.П. БАБИЧЕВ В.П. БАЛКОВ С.Н. ГРИГОРЬЕВ В.Ю. ЗАМЯТИН B.A. 3EMCKOB С.А. КЛИМЕНКО В.А. ЛАШКО В.А. ЛЕБЕДЕВ В.В. ЛЮБИМОВ Φ.И. ΠΑΗΤΕЛΕΕΗΚΟ Ю.В. ПАНФИЛОВ Х.М. РАХИМЯНОВ Б.П. САУШКИН В.П. СМОЛЕНЦЕВ А.М. СМЫСЛОВ Г.А. СУХОЧЕВ В.П. ТАБАКОВ В.А. ШУЛОВ М.Л. ХЕЙФЕЦ Редакция: E.I. SEMCKOBA

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Преса 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, годоратионочисник и оросото.

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

# СОДЕРЖАНИЕ

#### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Каменева А.Л., Замалетдинов И.И., Калабина Е.В. Повышение коррозионной стойкости режущего инструмента в горно-добывающей промышленности ..... 11

# ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Гуревич Ю.Г., Фролов В.А., Марфицын В.В. деталей из серого чугуна	Поверхностное упрочнение	27
Росляков И.Н. Механизм и особенности обра	азования диффузионного слоя	
при науглероживании с применением термоци	клирования для стали 18ХГТ З	31

#### МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

#### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

#### КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

#### НОРМАТИВНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ДОКУМЕНТЫ

**Покрытия** полимерные защитные снимаемые для радиационно-защитных камер и боксов. Требования к технологическому процессу. ГОСТ Р 53370–2009 ..... 46

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



Since 2005, January

May

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

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

**Editorial Assistants:** I.N. ZHESTKOVA Dr of Phys. Math. Sci. V.Yu. FOMINSKY

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

Editorial council: Yu.P. ANKUDIMOV A.P. BABICHEV V.P. BALKOV S.N. GRIGORIEV V.Yu. ZAMYATIN V.A. ZEMSKOV S.A. KLIMENKO V.A. LASHKO V.A. LEBEDEV V.V. LYUBIMOV F.I. PANTELEENKO Yu.V. PANFILOV H.M. RAHIMYANOV **B.P. SAUSHKIN** V.P. SMOLENTSEV A.M. SMYSLOV V.A. SHULOV G.A. SUHOCHEV V.P. TABAKOV M.L. KHEIFETS Edition:

E.P. ZEMSKOVA 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 Nº 77-17733, March 9, 2004

## CONTENTS

#### **PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY**

<b>Blymenstein V.Yu., Pavlysha A.S., Logov A.B., Zemskova E.P.</b> The mathematical modelling of the influence of the technological factors of the micro-arc coating process to the thickness and corrosion resistance of the thin coating
Kameneva A.L., Zamaletdinov I.I., Kalabina E.V.         Corrosion resistance           hardening of cutting tools in the mining industry         11
Kudryashov A.E., Eremeeva Z.V., Zamulaeva E.I., Strelets A.V., Levashov E.A.,Sviridova T.A.Influence of secondary electrospark treatment by carbon-containingmaterials on properties of titanium alloys17
Tabakov V.P., Porokhin S.S.         Effect of coatings on the thermal and stress state           of the parting and grooving tool         22
CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING
Gyrevich Yu.G., Frolov V.A., Marficin V.V. The surface hardening of grey cast iron parts
<b>Roslyakov I.N.</b> The mechanism and particularities of the formation diffusion layer under carbonization with using thermocycling for steel 18XIT
METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS
Belotserkovsky M.A., Zhornik V.I., Kamko A.I., Kukareko V.A. Tribomechanical modifying of metallic coatings in a friction unit during the wear-in and exploitation 34
PROCESSING BY COMBINED METHODS
Ramazanov K.N., Budilov V.V., Vafin R.K. Nitriding high-speed steel P6M5 in the glow discharge using of magnetic field
QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING
Zaides S.A., Roudykh N.V.       Software ingineering for the estimation of a tensely         deformed condition of metall using microstructural method       43

#### **NORMATIVE-TECHNICAL DOCUMENTS**

Removable protective polymeric coverings for radiation protective rooms and box-like premises. Improvement of radioactivity situation technological requirements. GOST R 

> 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



# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793

В.Ю. Блюменштейн, А.С. Павлуша (Кузбасский ГТУ, г. Кемерово) А.Б. Логов (Институт угля и углехимии СО РАН, г. Кемерово) Е.П. Земскова (МГТУ "МАМИ", г. Москва) E-mail: blumenstein@rambler.ru

## Математическое моделирование влияния управляющих технологических факторов процесса МДО на толщину и коррозионную стойкость тонких покрытий

Приведена методика моделирования коррозионной стойкости и толщины тонких МДО-покрытий методом энтропийного анализа. Получен комплекс математических моделей, позволяющих определить влияние управляющих технологических факторов на коррозионную стойкость и толщину тонких МДО-покрытий.

**Ключевые слова:** микродуговое оксидирование, управляющие технологические факторы, энтропийные модели, коррозионная стойкость, толщина.

The technique of modeling corrosion resistance and thickness of thin coating obtained by a microarch oxidation method has been introduced due to an entropy analysis method. The complex of mathematical models has been obtained that allows to determine the influence of regulating technology factors on the corrosion resistance and thickness of the MOM-coating.

Keywords: microarch oxidation, regulating technology factors, entropy models, corrosion resistance, thickness.

#### Постановка задачи математического моделирования с применением метода энтропийного анализа

Ввиду значительной сложности физико-химических процессов при *микродуговом оксидировании* (МДО) до настоящего времени отсутствует общее описание влияния 98 *управляющих технологических факторов* (УТФ) на качество и эксплуатационные свойства деталей машин с тонкими МДО-покрытиями.

Исходными данными проведенного исследования явились результаты исследований коррозионной стойкости (КС) тонких МДО-покрытий, выполненные с МГТУ "МАМИ" [1]. В ходе экспериментальных исследований были выявлены основные УТФ: токовые параметры, время обработки, состав и концентрация электролита.

В работе [2] было отмечено, что для раскрытия потенциала метода МДО и повышения ресурса деталей машин требуется обобщение, систематизация и структурирование представлений о технологическом обеспечении КС, проведение аналитических и экспериментальных исследований взаимосвязей параметров качества тонких покрытий и закономерностей коррозионного разрушения с УТФ процесса МДО. В связи с этим была построена функциональная модель технологического обеспечения КС тонких МДО-покрытий [2].

Установлено, что некоторые из связей уже исследованы (например, принципиальная схема процесса нанесения МДО-покрытий). Другие, выявленные в ходе моделирования функциональные связи, такие как связь КС с УТФ процесса МДО и, как следствие, параметрами состояния поверхностного слоя, для выявления и количественного описания требуют проведения теоретических и экспериментальных исследований.

Анализ результатов экспериментальных исследований влияния УТФ на толщину и КС тонких МДО-покрытий проводили с использованием аппаратов корреляционного, регрессионного, кластерного, факторного и других видов анализа [3]. Анализ не позволил установить определенные стабильные закономерности влияния данных факторов на толщину и КС тонких покрытий. Характеристики экспериментов отличались сильной неоднородностью; показатели КС и толщины МДО-покрытий широко варьировались в различных экспериментах; имелся широкий диапазон параметров различной физической природы и размерности. Анализ позволил выявить, что все исследуемые факторы в большей или меньшей степени влияют на толщину и КС тонких покрытий. Установлено, что большое количество варьируемых факторов, комплексно влияющих на эксплуатационные свойства деталей машин, обусловливает невозможность построения общих моделей методами традиционного регрессионного анализа.

В связи с этим для интерпретации имеющегося эмпирического материала был применен *метод энтропийного анализа* (МЭА), позволяющий оценивать комплексное влияние факторов, имеющих различные размерности и физический смысл.

Необходимо отметить, что речь идет об "энтропийном анализе состояния уникальных объектов", т.е. о подходе, развиваемом в Институте угля и углехимии Сибирского отделения Российской академии наук (ИУУ СО РАН) на протяжении ряда последних лет. Автор МЭА д-р техн. наук, проф. А.Б. Логов апробировал его на большом количестве различных по характеру и больших по объему статистических выборок в области химии, технологии машиностроения, угольной промышленности, социальных объектах и др. [4–6].

Реализация МЭА для случая неаддитивных технологических параметров подразумевает собой выполнение следующих процедур.

Сначала выделяли имеющиеся для каждого эксперимента данные в отдельные таблицы и проводили необходимые для анализа преобразования в таблицах.

Вычисляли натуральные логарифмы B(i/j) (1) и обратные характеристики C(i/j) (2) всех элементов таблицы исходных данных:

$$B(i/j) = \ln[Q(i/j)]; \tag{1}$$

$$C(i/j) = -\frac{1}{Q(i/j)},$$
 (2)

где Q(i/j) – элемент таблицы исходных данных;

*i* — номер строки таблицы (номер эксперимента); *j* — номер столбца таблицы (номер параметра в ча-

стном списке). На основании вычисленных данных составляли таблицы логарифмов исходных данных и таблицы об-

ратных характеристик. Определяли дисперсии и математические ожидания по столбцам таблицы логарифмов показателей.

Проводили нормирование и центрирование таблиц по столбцам (необходимое условие для отображения данных в пространстве состояний (фазовом пространстве)).

В соответствии с приведенными ниже выражениями (3), (4) проводили процедуры центрирования и нормирования столбцов таблиц логарифмов исходных данных:

$$U_{B}(i/j) = \frac{B(i/j) - \hat{M}[B(i/j)]}{\sigma[B(i/j)]},$$
(3)

где  $\hat{M}[B(i/j)]$  — оценка математического ожидания модели по столбцу таблицы логарифмов исходных данных:

$$\hat{M}[B(i/j)] = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} B(i/j),$$
(4)

где  $\sigma[B(i/j)]$  — оценка стандартного разброса модели по столбцу таблицы логарифмов исходных данных, определяемая по формуле:

$$\sigma[B(i/j)] = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^{n} \{B(i/j) - \hat{M}[B(i/j)]\}^2}.$$
 (5)

Аналогичные процедуры проводили и для таблиц обратных характеристик исходных данных:

$$U_{C}(i/j) = \frac{C(i/j) - \hat{M}[C(i/j)]}{\sigma[C(i/j)]},$$
(6)

где  $\hat{M}[C(i/j)]$  — оценка математического ожидания модели по столбцу таблицы обратных характеристик исходных данных, определяемая формулой:

$$\hat{M}[C(i/j)] = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} C(i/j), \qquad (7)$$

где  $\sigma[C(i/j)]$  — оценка стандартного разброса модели по столбцу таблицы обратных характеристик исходных данных, определяемая формулой:

$$\sigma[C(i/j)] = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^{n} \{C(i/j) - \hat{M}[C(i/j)]\}^2}.$$
 (8)

Проводили нормирование и центрирование по строкам таблиц с целью ранжирования показателей разной размерности по степени специфичности и выделения диагностических признаков аналогично нормированию и центрированию таблицы по столбцам (см. выражения (3)–(8)).

Смысл отображения на фазовые плоскости состоит в том, что по определяемым на них фундаментальных критериям, без привлечения априорной информации удалось разделить совокупность результатов на группы: 1) явно благоприятные исходы; 2) средние результаты; 3) явно неблагоприятные исходы. Акцент на исследование полярно противоположных аномалий позволил достоверно выделить влияние факторов. Проводили осреднение данных. В целях повышения надежности заключений и уменьшения роли случайностей при анализе проводили осреднение в рамках каждого эксперимента. Для этого реализовали следующие процедуры:

• разделяли таблицы построчно по характеристикам КС на две группы: первая — с высокой характеристикой КС ("явно благоприятные исходы"), вторая — с низкой характеристикой КС ("явно неблагоприятные исходы");

• проводили поэлементное суммирование получившихся строк:

$$Y_{B_{\max}}(i/j) = \sum_{i=1}^{m} \breve{U}_{B_{\max}}(i/j);$$
(9)

$$Y_{C_{\max}}(i/j) = \sum_{i=1}^{m} \breve{U}_{C_{\max}}(i/j),$$
 (10)

где  $Y_{B_{\text{max}}}(i/j)$  — элемент таблицы логарифмических составляющих "явно благоприятных исходов";

 $Y_{C_{\max}}(i/j)$  — элемент таблицы обратных характеристик "явно благоприятных исходов";

• выделяли результаты вычислений в таблицы логарифмов и обратных характеристик "явно благоприятных исходов";

• выделяли результаты вычислений в таблицы логарифмов и обратных характеристик "явно неблагоприятных исходов" аналогично выражениям (9), (10);

• проводили процедуры центрирования и нормирования для таблиц логарифмических составляющих и обратных характеристик для "явно благоприятных" и "явно неблагоприятных исходов".

Отличительная особенность — при ограничении явно благоприятными и неблагоприятными исходами получали фрагментарное заполнение общей таблицы, требующее специальных режимов обработки.

Затем, опираясь на полученные характеристики, рассчитывали параметры составляющих элементов фазового портрета в пространстве, строили непосредственно саму картину распределения элементов таблиц окончательно обработанных данных на фазовой плоскости.

Для изучения степени влияния каждого УТФ на результат (толщину и КС тонкого МДО-покрытия) необходимо численное представление степени зависимости толщины и КС от УТФ.

#### Планы экспериментальных исследований

Разработка планов и экспериментальные исследования выполнены канд. техн. наук Е.П. Земсковой в лаборатории "Упрочняющие технологии" МГТУ "МАМИ". Общий план экспериментальных исследований включал четыре направления. В качестве выходных параметров использовали толщину *h* и коррозионную стойкость *KS* МДО-покрытий.

В соответствии с *первым направлением* проводили исследования влияния токовых параметров при обработке деталей из алюминиевого сплава AK12 методом МДО на толщину и КС получаемых покрытий. Это обеспечивало подбор оптимальных токовых параметров и выявление интервалов варьирования каждого из них, включая:

• плотность тока *j* в диапазоне от 10 до  $80 \text{ A/дм}^2$ ;

• время процесса МДО *t* в интервале от 5 до 32 мин;

• состав электролита. Варьированию подлежали как химический состав электролита, так и концентрация различных компонент: KOH,  $H_2O_2$ ,  $Na_2SiO_3$ ,  $Na_6P_6O_{18}$ ,  $Na_2AIO_3$ ,  $Na_2B_4O_7$ ,  $NaVO_3 \cdot 2H_2O$ ;

• степень асимметрии цикла (применяли симметричный *Simm* или асимметричный *Asimm* циклы);

• структуру цикла — без предварительной стадии или с предварительной стадией (*PS*). На предварительной стадии в первую минуту на деталь подавали ток высокой плотности, далее обработка шла с более низкой плотностью тока.

В соответствии с результатами предварительных исследований, выполненных ранее под руководством д-ра техн. наук, проф. В.М. Смелянского, в качестве базового токового режима использовали режим с исходной симметрией анодной и катодной составляющих напряжения.

В качестве образцов применяли крышки пневмоцилиндра с площадью обрабатываемой поверхности  $S = 1,03 \text{ дм}^3$  [7, 8].

В результате проведения экспериментальных исследований по первому направлению получили оксидные покрытия, стойкие к коррозии.

Второе направление было нацелено на исследование влияния времени нанесения МДО-покрытий на толщину и КС получаемых покрытий. Установлено, что от времени обработки зависит толщина МДО-покрытия и, следовательно, КС. Однако получение толстых покрытий в массовом производстве зачастую оказывается технически необоснованным и нерентабельным. В связи с этим необходимо получить тонкие покрытия (толщиной порядка 10...15 мкм), обладающие достаточной КС и экономичностью. Для этого был выбран интервал времени обработки от 5 до 32 мин. В ходе коррозионных исследований было выявлено оптимальное время нанесения МДО-покрытий, составляющее 10 мин.

*Третье направление* было ориентировано на исследование влияния химического состава и концентрации электролита при обработке деталей из алюминиевого сплава АК12 методом МДО на толщину и КС получаемых тонких покрытий. По окончании коррозионных исследований в качестве базового был выбран электролит, обеспечивающий наилучшие показатели КС и имеющий следующую концентрацию основных компонент:  $C_{(KOH)} = 4 \text{ г/л}$ ;  $C_{(H_2O_2)} = 6 \text{ г/л}$ ;  $C_{(Na_2SiO_3)} = 2 \text{ г/л}$ .

Четвертое направление было нацелено на исследование влияния технологии дополнительной обработки на толщину и КС тонких МДО-покрытий. В результате экспериментов было получено комбинированное МДО-покрытие, обладающее повышенной стойкостью к коррозии.

План работ предусматривал изучение следующих технологий последующей обработки:

• кипячение образцов после нанесения на них МДО-покрытий;

• дополнительное введение пигмента оксида железа Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в базовый электролит;

• нанесение фторопластовой суспензии F-4D на образцы без МДО-покрытий и на образцы с МДО-покрытиями.

Всего было исследовано 228 образцов.

#### Результаты математического моделирования на основе МЭА

Многочисленные результаты экспериментальных исследований были систематизированы и подвергнуты обработке по МЭА. Эмпирические данные экспериментов составили массив данных для анализа, представленный в виде сводной таблицы условий и результатов экспериментов (табл. 1). Эта таблица содержала 100 столбцов и 228 строк.

Таблица 1

№ образца	j <sub>1s</sub> , А/дм <sup>2</sup>	j <sub>1a</sub> , А/дм <sup>2</sup>		<i>j</i> <sub>2.2s</sub> , А/дм <sup>2</sup>	 $U_{kn1s}$ , B		$U_{an1s}$ , B		KC, ч	<i>h</i> , мкм
1	20	0		0	90		120		3	3
2	20	0		0	90		100		9	11
3	20	0		0	 80		100		16	16
4	20	0		0	85		100		16	15
5	30	0		0	70		140		16	14
			-			-		-		
25	0	0		20	0		0		3	15
26	0	0		20	0		0		20	7
27	0	0		20	 0		0		9	18
28	0	0		20	0		0		20	24
29	0	0		30	0		0		4	2
				-		-	-			
37	0	20		0	0		190		6	8
38	0	20		0	 0		150		5	11
39	0	20		0	0		100		16	19
	_									
260	0	0		0	0		120		100	7,5
261	0	0		0	0		100		104	8,2
262	0	0		0	 0		100		103	8
263	0	0		0	0		100		105	8,5

Фрагмент исходного массива данных

			Параметр	ы эксперимент	ra 2.2(1)			
№ образца	$j_{2.1s},$ А/дм <sup>2</sup>	j <sub>2.2s</sub> , А/дм <sup>2</sup>	<i>t</i> <sub>2.1s</sub> , мин	<i>t</i> <sub>2.2s</sub> , мин	$I_{m2.1s}$ , A	<i>I</i> <sub>m2.2s</sub> , A	$I_{rk2.1s}$ , A	$I_{rk2.2s}$ , A
118	0	3,04452	0	2,3979	0	3,04452	0	2,89037
119	3,71357	3,04452	1,38629	2,07944	3,82864	3,04452	3,66356	2,89037
120	3,71357	3,04452	1,79176	1,79176	3,80666	2,94444	3,68888	2,89037
121	3,71357	3,04452	2,07944	1,38629	3,82864	3,04452	3,66356	2,89037
122	3,71357	0	2,3979	0	3,82864	0	3,49651	0
Мат. ожидание	2,97086	2,43562	1,53108	1,53108	3,05852	2,4156	2,9025	2,3123
Ср. кв. откл.	1,66076	1,36155	0,93343	0,93343	1,70979	1,35106	1,62436	1,29261
№ образца	$U_{m2.1s}$ , B	$U_{m2.2s}, \mathbf{B}$	$U_{rk2.1s}$ , B	$U_{rk2.2s}, \mathbf{B}$	$U_{kn2.1s}, \mathbf{B}$	$U_{kn2.2s}, \mathbf{B}$	$U_{kk2.1s}$ , B	$U_{kk2.2s}$ , B
118	0	5,35186	0	5,70711	0	4,79579	0	4,51086
119	4,61512	5,35186	5,44242	5,39816	4,11087	3,71357	3,93183	3,58352
120	4,61512	5,35186	5,4848	5,4848	4,11087	3,43399	3,93183	3,43399
121	4,61512	5,35186	5,4848	5,39816	4,11087	3,43399	3,93183	3,43399
122	4,61512	0	5,50533	0	4,11087	0	3,71357	0
Мат. ожидание	3,6921	4,28149	4,38347	4,39765	3,2887	3,07547	3,10181	2,99247
Ср. кв. откл.	2,06394	2,39342	2,45054	2,4616	1,83844	1,80847	1,73654	1,73202

2 2 (1)

Таблица 2

Процедура моделирования выполнена на примере эксперимента 2.2(1). Режимы обработки эксперимента: 2-ступенчатый симметричный режим работы источника технологического тока (2.1s и 2.2s); плотность тока  $j_{2.1s} = 40$  А/дм<sup>2</sup> и  $j_{2.2s} = 20$  А/дм<sup>2</sup>; время обработки первой ступени t<sub>2.1s</sub> составило 3, 7, 10 мин, на второй –  $t_{2.2s}$  – 7, 3, 0 мин; состав и концентрация электролита:  $C_{(KOH)} = 4 \text{ г/л}; C_{(Na_2SiO_3)} = 2 \text{ г/л};$  $C_{(Na_2B_4O_7)} = 4 \Gamma/\pi.$ 

Для каждого УТФ проводили моделирование путем подстановки в выражение (3) значения математического ожидания и среднеквадратического отклонения для каждого столбца таблицы параметров (табл. 2) соответственно.

В табл. 2 и далее приняты следующие обозначения YTΦ:

j – плотность тока; t – время обработки; I – сила тока; U-напряжение; rn и rk – начальное и конечное рабочие значения параметра соответственно; kn и *kk* – катодное начальное и конечное значения параметра соответственно; *an* и *ak* – анодное начальное и конечное значения параметра соответственно; 1s и 1a – одноступенчатый симметричный и асимметричный режимы соответственно; 2.1s и 2.2s – 1-я и 2-я ступени 2-ступенчатого симметричного режима соответственно; 2.1а и 2.2а – 1-я и 2-я ступени 2-ступенчатого асимметричного режима соответственно.

При подстановке приведенных в таблице данных для показателя плотности тока  $j_{2,1s}$  в (3) было получено следующее выражение:

$$U_B(i/3) = \frac{1}{1,66076} \ln(j_{2.1s}) - \frac{2,97086}{1,66076} = (11)$$
$$= \ln(j_{2.1s})^{0,6021} - 1,7935.$$

Так как вид получившихся моделей для всех параметров однотипен, остальные модели представлены в табл. 3.

Для определения степени влияния УТФ на результат модель параметра УТФ была приведена в соответствие модели результата (показатели КС и толщины тонкого покрытия). Более подробно эта процедура рассматривается на примере определения степени влияния плотности тока  $j_{2.1s}$  на КС тонкого МДО-покрытия:

$$\ln(\text{KC})^{14,9454} - 44,895 = \ln(j_{2.1s})^{0,6021} - 1,7935;$$
  

$$\ln(\text{KC})^{14,9454} = \ln(j_{2.1s})^{0,6021} + 43,1015;$$
 (12)  

$$\ln(\text{KC}) = \ln(j_{2.1s})^{0,0403} + 2,8839.$$

#### Таблица З

Параметр	Результат	Модели влияния УТП на КС покрытий
Плотность тока фазы:		
2.1 <i>s</i>	$\ln(j_{2.1s})^{0,6021} - 1,7935$	$(\text{KC}) = 17,8839(j_{2.1s})^{0,0403}$
2.2 <i>s</i>	$\ln(j_{2.2s})^{0,7345} - 1,7889$	$(KC) = 17,8839(j_{2.2s})^{0,0403}$
Продолжительность фазы:		
2.1 <i>s</i>	$\ln(t_{2.1s})^{1,0713} - 1,6403$	$(KC) = 18,069(j_{2.1s})^{0.0717}$
2.2 <i>s</i>	$\ln(t_{2.2s})^{1,0713} - 1,6403$	$(KC) = 18,069(j_{2.2s})^{0,0717}$
Рабочий ток:		
в начале фазы 2.1s	$\ln(I_{m2.1s})^{0,5562} - 1,7889$	$(\mathrm{KC}) = 17,889(I_{m2.1s})^{0,0372}$
в начале фазы 2.2s	$\ln(I_{m2.2s})^{0,74012} - 1,7879$	$(KC) = 17,891(I_{m2.2s})^{0,0495}$
в конце фазы 2.1s	$\ln(I_{rk2.1s})^{0,6156} - 1,7869$	$(\mathrm{KC}) = 17,891(I_{rk2.1s})^{0,0495}$
в конце фазы 2.2s	$\ln(I_{rk2.2s})^{0,7736} - 1,7889$	$(\mathrm{KC}) = 17,889(I_{rk2.2s})^{0,0518}$
Рабочее напряжение:		
в начале фазы 2.1s	$\ln(U_{m2.1s})^{0.4845} - 1,7889$	$(KC) = 17,889 (U_{m2.1s})^{0,0324}$
в начале фазы 2.2s	$\ln(U_{rn2.2s})^{0,4178} - 1,7889$	$(KC) = 17,889(U_{m2.2s})^{0,028}$
в конце фазы 2.1s	$\ln(U_{rk2.1s})^{0.4081} - 1,7889$	$(KC) = 17,889 (U_{rk2.1s})^{0,0273}$
в конце фазы 2.2s	$\ln(U_{rk2.2s})^{0.4062} - 1,7865$	$(KC) = 17,889 (U_{rk2.2s})^{0,0272}$
Катодное напряжение:		
в начале фазы 2.1 <i>s</i>	$\ln(U_{kn2.1s})^{0.544} - 1,7889$	$(KC) = 17,889 (U_{kn2.1s})^{0,0364}$
в начале фазы 2.2 <i>s</i>	$\ln(U_{kn2.2s})^{0,553} - 1,7006$	$(KC) = 17,993 (U_{kn2.2s})^{0,037}$
в конце фазы 2.1s	$\ln(U_{kk2.1s})^{0,5759} - 1,786$	$(KC) = 17,886(U_{kk2.1s})^{0,0385}$
в конце фазы 2.2s	$\ln(U_{kk2.2s})^{0.5773} - 1,7278$	$(KC) = 17,957 (U_{kk2.2s})^{0,0386}$
Анодное напряжение:		
в начале фазы 2.1 <i>s</i>	$\ln(U_{an2.1s})^{0,4957} - 1,7889$	$(KC) = 17,886(U_{an2.1s})^{0,0332}$
в начале фазы 2.2s	$\ln(U_{an2.2s})^{0,4005} - 1,7874$	$(KC) = 17,886(U_{an2.2s})^{0,0268}$
в конце фазы 2.1s	$\ln(U_{ak2.1s})^{0,3896} - 1,7886$	$(KC) = 17,886(U_{ak2.1s})^{0.0261}$
в конце фазы 2.2s	$\ln(U_{ak2.2s})^{0,3906} - 1,7887$	$(KC) = 17,886(U_{ak2.2s})^{0,0261}$
Коррозионная стойкость	$\ln(\mathrm{KC})^{14,9454} - 44,895$	_
Толщина покрытия	$\ln(h)^{4,413} - 8,7476$	_

Модели эксперимента 2.2(1)

После логарифмирования выражения:

(КС) = 
$$(j_{2.1s})^{0.0403} \cdot e^{2.8839}$$
  
или (13)  
(КС) = 17,8839 $(j_{2.1s})^{0.0403}$ .

Так как преобразования остальных параметров однотипны предыдущему, промежуточные преобразования и результат представлены в виде табл. 3 (см. 3-й столбец). В связи с тем, что графическое отображение результатов является наиболее удобной формой представления, то было целесообразно представить зависимости показателя КС от УТФ эксперимента в виде диаграммы. Для этого в конечную модель зависимости были подставлены текущие значения параметров эксперимента. Полученное графическое изображение представлено на рис. 1.

Как видно из графика, наибольшее влияние на КС эксперимента 2.2(1) оказали временные параметры



Рис. 1. Степень зависимости показателя КС от УТФ эксперимента 2.2(1)

 $t_{2.1s}$  и  $t_{2.2s}$  (степень влияния составила 1,230615), а наименьшее влияние оказали конечные напряжения на

катоде стадий  $U_{ak2.1s}$  и  $U_{ak2.2s}$  (степень влияния -1,078178).

Отчетливо на графике по степени влияния выделены группы токовых параметров (плотности тока, токи) и группы параметров напряжения.

Расчеты зависимостей толщины покрытия *h* аналогичны расчетам зависимостей для КС, поэтому в целях более рационального представления информации промежуточные расчеты, аналогичные приведенным выше, не приведены. Конечные результаты прове-

денных преобразований в упрощенном виде представлены в табл. 4.

Таблица 4

Модели соответствия толщины покрытия параметрам эксперимента

Подели соответствия толщина поралограм оксперименти				
Параметр	Модельные зависимости от параметров			
Плотность тока фазы:				
2.1 <i>s</i>	$h = 4,8347(j_{2.1s})^{0,1364}$			
2.2 <i>s</i>	$h = 4,84(j_{2.2s})^{0.1664}$			
Продолжительность фазы:				
2.1 <i>s</i>	$h = 5,0055(t_{2.1s})^{0,2428}$			
2.2 <i>s</i>	$h = 5,0055(t_{2.2s})^{0,2428}$			
Рабочий ток:				
в начале фазы 2.1s	$h = 4,8398(I_{m2.1s})^{0,126}$			
в начале фазы 2.2s	$h = 4,8409(I_{m2.2s})^{0,1677}$			
в конце фазы 2.1s	$h = 4,8419(I_{rk2.1s})^{0,1395}$			
в конце фазы 2.2s	$h = 4,8398(I_{rk2.2s})^{0,1753}$			
Рабочее напряжение:				
в начале фазы 2.1s	$h = 4,8398 (U_{rn2.1s})^{0,1098}$			
в начале фазы 2.2s	$h = 4,8398(U_{rn2.2s})^{0,0947}$			
в конце фазы 2.1s	$h = 4,8398(U_{rk2.1s})^{0,0925}$			
в конце фазы 2.2s	$h = 4,8424 (U_{rk2.2s})^{0,0921}$			
Катодное напряжение:				
в начале фазы 2.1s	$h = 4,8398 (U_{kn2.1s})^{0,1233}$			
в начале фазы 2.2s	$h = 4,9376(U_{kn2.2s})^{0,1253}$			
в конце фазы 2.1s	$h = 4,8429 (U_{kk2.1s})^{0,1305}$			
в конце фазы 2.2s	$h = 4,9072 (U_{kk2.2s})^{0,1308}$			
Анодное напряжение:				
в начале фазы 2.1s	$h = 4,8398 (U_{an2.1s})^{0,1123}$			
в начале фазы 2.2s	$h = 4,8414(U_{an2.2s})^{0,0907}$			
в конце фазы 2.1.s	$h = 4,84(U_{ak2.1s})^{0,0883}$			
в конце фазы 2.2s	$h = 4,84(U_{ak2.2s})^{0,0885}$			



Рис. 2. Степень зависимости показателя толщины покрытия от УТФ эксперимента 2.2(1)

Согласно табл. 4 был построен график зависимости толщины покрытия от параметров эксперимента 2.2(1) (рис. 2).

Из рис. 2 видно, что все параметры эксперимента достаточно сильно повлияли на толщину покрытия, но среди них четко выделяются факторы, оказывающие наибольшее и наименьшее влияние на толщину. Итак, как и в случае с КС наибольшее влияние оказывают временные характеристики  $t_{2.1s}$  и  $t_{2.2s}$  (степень влияния 1,478515), наименьшее влияние оказывают конечные анодные составляющие напряжения  $U_{ak2.1s}$ и  $U_{ak2.2s}$  (степень влияния 1,149402 и 1,149764 соответственно). Картина более смазана, чем график зависимости КС от УТФ, поэтому каких-либо четко выделяющихся групп параметров нет. Влияние всех параметров на толщину покрытия оказалось практически одинаковым.

Результатом аналитических расчетов явились МЭА-модели УТФ эксперимента 2.2(1), преобразование и графическое отображение которых позволило выявить степень влияния УТФ эксперимента на показатели КС и толщины тонкого МДО-покрытия.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смелянский В.М., Блюменштейн В.Ю., Земскова Е.П. Исследование технологии получения тонких коррозионно-стойких покрытий на алюминиевых сплавах методом микродугового оксидирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 7. С. 44–48.

2. Блюменштейн В.Ю., Земскова Е.П. Функциональная модель технологического обеспечения коррозионной стойкости тонких покрытий на основе применения метода микродугового оксидиро-

вания // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 12. С. 28–36.

3. Блюменштейн В.Ю., Земскова Е.П. Исследование коррозионной стойкости МДО-покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 10. С. 33–38.

4. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Анализ функционального состояния промышленных объектов в фазовом пространстве. Кемерово: Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 168 с.

5. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Анализ состояния уникальных объектов (развитие и тестирование). Кемерово: Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 107 с.

6. Логов А.Б., Замараев Р.Ю. Метод анализа состояния уникальных объектов // Упрочняющие технологии и по-крытия. 2009. № 3. С. 21–28.

7. Смелянский В.М., Земскова Е.П. Повышение коррозионной стойкости изделий из алюминиевых сплавов путем нанесения комбинированных МДО-покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 2. С. 32–35.

8. Земскова Е.П. Технологическое обеспечение коррозионной стойкости деталей из алюминиевых сплавов формированием тонких МДО-покрытий: автореф. ... канд. техн. наук: 05.02.08. М. 2009. 20 с.



УДК 621.793.71

А.Л. Каменева, И.И. Замалетдинов ("Научный центр порошкового материаловедения" ГОУ ВПО "Пермский государственный технический университет), Е.В. Калабина (ГОУ ВПО "Пермский государственный технический университет") Е-mail: kameneva@pstu.ru

### Повышение коррозионной стойкости режущего инструмента в горно-добывающей промышленности

Увеличение коррозионной стойкости твердосплавной пластины режущего инструмента — резца PC-14 — при добыче сильвинитовой руды достигнуто путем поверхностного упрочнения. Для оптимизации процесса упрочнения коррозионно-стойкое покрытие на основе Ti-Al-N получали тремя ионно-плазменными методами: магнетронным распылением, электродуговым испарением и комбинацией указанных методов. В результате исследования покрытий установили, что оптимальным является метод магнетронного распыления: уменьшение скорости растворения упрочненного твердого сплава BK8 в 5%-м растворе NaOH при потенциале -0,2 B в 18 раз и увеличение стойкости упрочненных резцов в 2,5...3,5 раза.

**Ключевые слова:** покрытие на основе Ti-Al-N, магнетронное распыление, электродуговое испарение, комбинированный метод, оптимизация процесса упрочнения.

The increase of corrosion resistance, shock resistance and abrasion resistance of the sintered-carbide tip of cutter PC-14, which is used in extraction of sylvinite ore, were reached by surface hardening. For efficiency upgrading of hardening process of multicomponent corrosion-resistant coating based on Ti-Al-N, the deposition process was carried out by three ion-plasmatic methods: magnetron sputtering, arc evaporation and given methods combination. By analyzing coatings, we determined that the magnetron sputtering was the optimal method: tests on corrosion resistance showed eighteen times speed reduction of a hard alloy metal BK8 dissolution in 5 % concentration of sodium hydroxide with potential -0,2B and tests showed two and a half time increase of resistibility of hardened cutters.

*Keywords:* coating based on Ti-Al-N, magnetron sputtering, arc evaporation, combination method, upgrading of hardening process.

#### Введение

В горно-добывающей промышленности при большом разнообразии условий работы (воздействие истирающих и ударных нагрузок, агрессивной среды) реальный ресурс работы *режущего инструмента* (РИ) в значительной степени зависит от несущей способности рабочих поверхностей твердосплавной пластины. Для повышения ресурса работы РИ при добыче сильвинитовой руды целесообразно использовать методы поверхностного упрочнения твердосплавной пластины [1].

Цель представленной работы — повышение коррозионной стойкости твердосплавной пластины резцов PC-14. В связи со сложностью и многовариантностью поставленной задачи была разработана методика ее решения: выбор состава и оптимизация метода осаждения покрытия, проведение коррозионных лабораторных и промышленных испытаний.

#### Методика эксперимента

Тестовые образцы для исследования морфологических особенностей и химического состава покрытий изготавливали из коррозионно-стойкой стали, а для коррозионных испытаний — из стандартных твердосплавных пластин, которые разрезали на отдельные части электроискровым способом. Для повышения эксплуатационной стойкости РИ было выбрано многокомпонентное коррозионно-стойкое покрытие на основе Ti–Al–N (в дальнейшем покрытие).

С целью повышения эффекта коррозионной защиты твердого сплава и выбора оптимального метода осаждения покрытие получали тремя ионно-плазменными методами: магнетронным распылением, электродуговым испарением и комбинацией указанных методов. Покрытие формировали на подготовленной поверхности тестовых образцов на автоматизированной установке UniCoat 600 магнетронного распыления и автоматизированной установке УРМ 3.279.048 электродугового испарения и магнетронного распыления.

Для изготовления мишеней и катодов использовали титан ВТ1-00 и алюминий A85. Морфологические особенности и химический состав сформированных покрытий (без травления) исследовали на электронном сканирующем микроскопе LEO 1430 VP с энергодисперсионным спектрометром INCA Energy 300 и металлографическом оптическом микроскопе EC METAM PB-21; после травления — на микроскопе NEOFOT с цифровой фотокамерой. Электрохимические исследования проводили методом потенциодинамической (1 мВ/с) поляризации.

#### Оптимизация метода осаждения покрытия

Осаждение покрытия на основе Ti–Al–N методом магнетронного распыления на автоматизированной установке UniCoat 600. Технологические параметры процесса магнетронного распыления приведены в табл. 1. Исследование морфологии поверхности покрытия, осажденного методом магнетронного распыления титановой и алюминиевой мишеней дуального магнетрона, выявило, что на поверхности тестового образца формируется равномерно распределенное мелкозернистое покрытие на основе Ti–Al–N (рис. 1, *a*) постоянного химического состава (рис. 2, *a*) [2].

Осаждение покрытия на основе Ti–Al–N электродуговым испарением и комбинированным методом на установке УРМ 3.279.048. Технологические параметры процессов электродугового испарения и комбинированного метода приведены в табл. 2.

При исследовании поверхности пленки, сформированной электродуговым испарением, на металло-

графическом оптическом микроскопе ЕС МЕТАМ PB-21 обнаружены участки белого, оранжевого, коричневого и красно-коричневого цветов, а также черные частицы (рис. 1,  $\delta$ ). В связи с тем, что на растровом электронном микроскопе BS-300 с приставкой для микроанализа EDAX Genesis 2000 цвета не различимы, локальный химический анализ элементов участков оранжевого и красно-коричневого цветов небольшой площади не проводили. Результаты локального химического анализа участков пленки белого и коричневого цветов приведены на рис. 2,  $\delta$ .

На основании полученных результатов, свидетельствующих об изменении в широком интервале содержания в пленке алюминия от 7,83 до 19,87 % мас. и титана от 48,00 до 60,67 % мас. при практически одинаковом содержании азота, можно заключить, что пленка в областях 2 и 4 коричневого цвета, занимающая большую часть поверхности образца, имеет различную толщину. Частицы в вышеуказанных областях, которые в оптическом микроскопе выглядят черными, содержат примерно 45...55 % мас. титана, 27...32 % мас. алюминия и примерно 15...17 % мас. азота. На поверхности присутствуют также участки с более толстым, кое-где потрескавшимся слоем по-

Таблица 1

Параметры			Стадии		
		Ионная очистка	Нанесение подслоя (Ті)	Нанесение покрытия Ti–Al–N	
14	1	Ti	Ti	Ti	
Материал мишенеи	2	Al	Al	Al	
Demonstration of the A	1	11,5	1214	1415(72)*	
Разрядные токи магнетронов I <sub>м</sub> , А	2	11,5	1	617(72)	
Мощность магнетронной системы N, кВт	0,71,1	5,96,9	9,316,0(72)		
Общее время стадии <i>t</i> , мин		10	11	72	
Давление газовой смеси р, Па		0,28			
Напряжение смещения <i>U</i> <sub>см</sub> , В		10001200(10)	5055(1)	55(72)	
Соотношения газов в смеси Ar/N <sub>2</sub> , %		100/0	100/0	8171/1929(72)	
Скорость вращения планетарного механи	ізма v, об/мин	25			
Расстояние мишень-подложка, мм		150			
Материал подложки		BK8			
*В скобках – продолжительность стад					

Технологические параметры процесса осаждения покрытия Ti-Al-N методом магнетронного распыления



Рис. 1. Морфологические особенности покрытия на основе Ti−Al−N, сформированного: *a* – магнетронным распылением; *б*, *в*, *г* – электродуговым испарением; *д* – комбинированным методом (*e* – укрупненный фрагмент)

крытия (область 1 белого цвета на рис. 1,  $\delta$ ), содержащим скопления темных частиц и областей, имеющих волокнистое строение (рис. 1, e, точка 5).

Установлено, что для электродугового испарения свойственны неравновесные условия и высокая анизотропия скоростей формирования покрытия по различным направлениям. Покрытие, осаждаемое с помощью электродугового испарителя, неравномерно не только по структуре и составу, но и по толщине. Результаты локального химического анализа участков пленки выявили элементы подложки из коррозионно-стойкой стали.

Морфологические исследования показали, что покрытие, сформированное комбинированным методом, имеет достаточно хорошо выраженную фрактальную структуру, однообразно распределенную по всей поверхности покрытия (рис. 1, *в*). Метастабильное состояние покрытия, его загрязненность кислородом и углеродом свидетельствуют о том, что режимы электродугового испарения и магнетронного распыления недостаточно согласованы. Использование комбинированного метода с указанными в табл. 2 режимами нецелесообразно. Установлено, что оптимальным методом для повышения коррозионной стойкости резцов с твердосплавными пластинами при обработке сильвинитовой руды является метод магнетронного распыления. Для определения эффективности метода лабораторным коррозионным испытаниям подвергали тестовые образцы из ВК8, промышленным – резцы PC-14 с твердосплавными пластинами из ВК8 в исходном состоянии и с покрытием Ti–Al–N.

#### Лабораторные коррозионные испытания

Для электрохимических измерений использовали потенциостат П-5827М. Электрод сравнения — хлоридсеребряный в насыщенном растворе KCl, противоэлектрод — Pt. Тестовые образцы из BK8 обезжиривали ацетоном и опускали в раствор 5%-й NaOH. Для приготовления раствора использовали реактивы квалификации ч.д.а., которые растворяли в дистиллированной воде. Измеряли установившийся потенциал свободной коррозии  $E_{\text{кор}}$ , затем устанавливали потенциал на 200...300 мВ отрицательнее  $E_{\text{кор}}$  и с указанного потенциала снимали сначала кривую понижения катодной поляризации, и после переполюсовки то-



Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм и результаты микроанализа участков покрытия на основе Ti–Al–N, сформированного: *a* – магнетронным распылением; *б* – электродуговым испарением; *в* – комбинированным методом

Таблица 2

#### Технологические параметры процесса осаждения покрытия электродуговым испарением и комбинированным методом

Параметры / Метод осаждения				Комбинированный метод		
		Электродуговое испарение		Параметры электродугового испарителя	Параметры магнетрона	
Материал катода/мишени		1 катод Ті	1 катод Аl	1 катод — Al	1 мишень — Ті	
Соотношение газов в газовой смеси N <sub>2</sub> /Ar, %		90/10		50/50		
	дуги, А	80	75	75	_	
Ток	на магнетроне, А		_	_	4,5	

		Комбинированный метод		
Параметры / Метод осаждения	Электродуговое испарение	Параметры электродугового испарителя	Параметры магнетрона	
Напряжение на магнетроне, В	_	_	450	
Напряжение смещения, В	200	90		
Давление газа, Па	0,7	1,0		
Температура нагрева подложки, К	651	651		
Дистанция осаждения, мм	270	340	100	
Продолжительность осаждения подслоя Ті, мин	3 –	_	3	
Продолжительность осаждения покрытия Ti–Al–N, мин	30	30	30	

Окончание табл. 2

ка — анодную кривую. Токи фиксировали миллиамперметром M2053. Цена деления нижней шкалы токов соответствовала 5 мкА. Потенциалы пересчитывали на шкалу СВЭ. Результаты измерений обрабатывали программой Excel с построением графиков в координатах E-lgi. Твердосплавные образцы с покрытием Ti-Al-N травили 5%-м раствором NaOH.

Экспериментальные результаты коррозионных испытаний и исследования морфологии поверхности твердосплавной матрицы позволили заключить, что после 5 мин травления в 5%-м растворе NaOH на поверхности образца из BK8 незначительно вытравливается кобальтовая связка, обнажаются границы зерен карбида вольфрама с кристаллографической огранкой, выявляются кристаллографические ямки травления, самые крупные из которых имеют поперечник не более 1,5 мкм (рис. 3, *a*). Выявлено, что после анодного растворения в 5%-м растворе NaOH на поверхности неупрочненного образца почти исчезает кристаллографическая огранка зерен, наблюдаются темные растравленные участки, занимающие существенную часть поверхности тестового образца (рис. 3,  $\delta$ ).

После анодного растворения в 5%-м растворе NaOH кристаллиты покрытия Ti–Al–N с четко очерченными гранями зерен разделены довольно обширными плоскими участками покрытия золотистого цвета, предположительно состава TiN, кристаллографические ямки травления не наблюдаются (рис. 3, *в*).

Выявлено, что поляризационные кривые сплава ВК8 в 5%-м растворе NaOH, лежащие отрицательнее потенциала -0,4 B, отвечают процессу кислородной деполяризации (рис. 4). На образце без покрытия Ti-Al-N ток растворения с увеличением потенциала выше -0,4 B стремительно растет, достигает критической плотности тока 3 мA/см<sup>2</sup>, затем падает (рис. 4, кривая *1*). Рост анодного тока в щелочных растворах связан с селективным растворением карбида WC [3].



**Рис. 3. Морфология поверхности тестового образца из ВК8:** *а* – без покрытия после травления в 5%-м растворе NaOH; *б*, *в* –без покрытия и с покрытием Ti–Al–N после анодной поляризации в 5%-м растворе NaOH соответственно



Рис. 4. Поляризационные кривые сплава ВК8 в 5%-м растворе NaOH:

1 - без покрытия; 2 - с покрытием Ti-Al-N

Кривая 2 (рис. 4) представляет поляризационную кривую образца BK8 с нанесенным покрытием Ti-Al-N. Установлено, что сформированное покрытие не влияет на потенциал свободной коррозии  $E_{\rm kop}$ , который как и на образце без покрытия близок к -0,4 B; а также не влияет на кинетику восстановления кислорода (катодные участки кривых 1 и 2 практически совпадают). Анодный ток достигает предельного значения при потенциале -0,06 мВ, выше которого начинается переход в пассивное состояние. При сравнении токов при одинаковом потенциале -0,2 В кривых 1 и 2 на рис. 2 следует вывод, что покрытие Ti-Al-N существенно тормозит процесс анодного растворения. Скорость растворения при потенциале -0,2 В уменьшается в ~ 18 раз.

#### Промышленные коррозионные испытания

Неупрочненные резцы (рис. 5,  $\delta$ ), установленные на левый резцовый диск раздаточного редуктора (рис. 5, a), и упрочненные резцы, установленные на правый резцовый диск, обрабатывали твердый силь-

a)



Рис. 5. Раздаточный редуктор комбайна: а – резцовый диск; б – резец РС-14

винитовый пласт Кр-II в соответствии с эксплуатационными режимами работы резцового диска (РД):

- обороты РД 40,7 об/мин;
- подача РД 0,25...0,26 м/мин;
- обороты планетарной передачи 4,2 об/мин.

В результате промышленного эксперимента было установлено, что за текущий момент времени с начала установки упрочненных и неупрочненных резцов при обработке твердого сильвинитового пласта Кр-II объем добытой руды составил 5050 т, при этом были изношены пять неупрочненных резцов РС-14 и два резца с покрытием Ti-Al-N, нанесенным методом магнетронного распыления.

Согласно полученным данным было определено количество тонн руды, приходящееся на один неупрочненный и упрочненный резец:  $\frac{5050}{5} = 1010$  т и  $\frac{5050}{2} = 2525$  т соответственно. Увеличение стойкости

упрочненного резца по отношению к обычному со-ставило:  $\frac{2525}{1010} = 2,5$  раза.

При обработке мягкого сильвинитого пласта АБ стойкость упрочненного резца с покрытием Ti-Al-N, полученным магнетронным распылением, по сравнению с неупрочненным увеличилась в 3,5 раза.

#### Выволы

Многократное увеличение коррозионной стойкости РИ привело к улучшению защитных свойств рабочей поверхности твердосплавной пластины при воздействии агрессивной среды.

Несоответствие между лабораторными и промышленными коррозионными испытаниями еще раз подтверждает сложность и многофакторность поставленной задачи увеличения эксплуатационной стойкости РИ в горно-добывающей промышленности.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Анциферов В.Н., Вдовин С.М., Трофимов Е.М., Шестаков Е.А. Повышение эффективности обработки калийных руд путем упрочнения и защиты твердосплавного инструмента. Труды 5-й межрегиональной научно-практической конференции. Воркута: Изд-во СПГГИ (ТУ) ВГИ, 2007. С. 6-9.

2. Каменева А.Л. Особенности получения наноструктурированных покрытий методом магнетронного распыления. Труды 8-й Международной конференции "Пленки и покрытия-2007". Санкт-Петербург, 2007. C. 157-159.

3. Hochstasser - Kurz S., Mueller Y., Lathoczy C., Virtanen S., Schmutz P. / Corrosion Science. 2007. V. 49. N 4. P. 2002.

УДК 621.9.048.4

А.Е. Кудряшов, Ж.В. Еремеева, Е.И. Замулаева, А.В. Стрелец, Е.А. Левашов, Т.А. Свиридова (ФГОУ ВПО "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС") E-mail: aekudr@rambler.ru

# Влияние вторичной электроискровой обработки углеродсодержащими материалами на свойства титановых сплавов\*

Проведен комплекс исследований фазового состава и свойств электроискровых покрытий на титановом сплаве OT4-1. Изучен фазовый состав покрытий после высокотемпературного окисления на воздухе. Показано, что состав и свойства электроискровых покрытий зависят от применяемого углеродсодержащего материала. Применение вторичной обработки углеродсодержащими материалами способствует уменьшению коэффициента трения покрытий, снижению скорости окисления, увеличению износостойкости.

**Ключевые слова:** электроискровое легирование, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, электродный материал, покрытие, энергия импульсного разряда, углеродсодержащие материалы.

The series of studies of phase composition and properties of the electrospark coating of titanium alloy OT4-1 is made. Phase composition of coatings after high-temperature oxidation in air is resear ched. It is shown that the composition and properties of electric-spark coatings are different for each carbon-containing material. Application of the secondary processing of carbon-based materials can reduce the coefficient of friction coating, reduces the rate of oxidation increase wear resistance.

**Keywords:** electrospark deposition, self-propagating high-temperature synthesis, electrode materials, coating, energy of the discharge, carbon-containing materials.

Титановые сплавы как конструкционные материалы нашли применение в начале 50-х годов. Благодаря высокой удельной прочности при комнатной и повышенных температурах по сравнению со сталями и алюминиевыми сплавами титановые сплавы успешно используются в конструкциях сверхзвуковых самолетов и ответственных изделиях авиационно-космического комплекса. Для судостроительной промышленности титановые сплавы привлекательны в связи с высокой коррозионной стойкостью, нехладноломкостью, немагнитностью [1].

При всей своей привлекательности титановые сплавы имеют низкие значения твердости и износостойкости поверхности, склонность к задирам при трении под нагрузкой. Данная задача успешно решается путем применения различных технологий модифицирования поверхности, в частности, технологии электроискрового легирования (ЭИЛ) [2–4].

Известно, что для повышения качества покрытий, сформированных методом ЭИЛ, необходимо применение финишных операций подготовки поверхности (полировка, шлифовка). Ранее было установлено, что последующая электроискровая обработка сформированного покрытия углеродсодержащими материалами способствует снижению его шероховатости [5–7].

Целью работы являлось изучение состава и свойств электроискровых покрытий (ЭИЛ-покрытий) на титановом сплаве ОТ4-1, нанесенных последовательно электродным материалом СТИМ-20Н (СТИМ – синтетический твердый инструментальный материал) (при первичной обработке) и последующей вторичной обработкой углеродсодержащими материалами.

#### Материалы и методы исследования

В качестве электродного материала (анода) для первичной обработки использовали сплав СТИМ-20Н (TiC-20% Ni). Данный материал изготавливали по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (CBC) [8].

Для вторичной обработки использовали различные электроды из искусственного графита отечественного производства (табл. 1).

В качестве материала подложек для нанесения покрытий применяли титановый сплав ОТ4-1, широко распространенный в промышленности. Размер образцов составлял 10×10×5 мм. Покрытия наносили на поверхность площадью 1 см<sup>2</sup> для *рентгеноструктурного фазового анализа* (РФА) и трибологических ис-

<sup>\*</sup> Работа выполнена в рамках работ аналитической ведомственной целевой программы "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)". Проект № 2.1.2/2970 "Исследование процесса импульсного электроискрового модифицирования металлических поверхностей при использовании наноструктурированных электродов".

Таблица 1

Применяемые углеродсодержащие материалы				
Марка материала	Примечание			
Силицированный компо- зиционный материал (си- лицированный графит)	ТУ 48-20-89—90			
Пирографит	ТУ 1915-099-04806898-2003			
Крупнозернистый графит	ТУ 48-12-20—89			
Углеродный графитизиро- ванный материал, пропи- танный сплавом олово – свинец	TY 48-20-4—87			
Графит особо чистый (ОЧ)	ТУ 48-20-90-82			
Трехмерный композици- онный материал (3D-ком- позит)	ТУ 48-4807-175—87			
Мелкозернистый плотный графит (МПГ)	ТУ 48-4807-297—00			
Композиционный угле- род–углеродный материал (КМУУ)	Получают из препегов на основе полиакрилонитрильного волок- на. Волокна выкладывают в двух перпендикулярных направлени- ях и пропитывают связующим (каменноугольный пек или фор- мальдегидная смола) с последую- щей термообработкой при 160200 °С и давлении 5 МПа [9]			
Антифрикционный графит марки НИГРАН	ТУ 1915-046-272-08846—2003			
Антифрикционный графит марки ХИМАНИТ	ТУ 1915-013-27208846—2003			

пытаний, а для исследования жаростойкости обработке подвергали всю поверхность образцов.

ЭИЛ-покрытия формировали на воздухе в ручном режиме на универсальном стенде Alier-Metal 2002 при следующих параметрах импульсных разрядов: сила тока I = 170 А, длительность  $\tau = 60$  мкс, частота следования f = 800 Гц. Частота вибрации рабочего инструмента составляла 600 Гц.

Съемку рентгеновских спектров проводили на автоматизированном дифрактометре марки ДРОН с использованием монохроматизированного Со...К<sub>а</sub>-излучения. Съемка велась по точкам (шаговое сканирование) в интервале углов  $2\theta = 10...110^{\circ}$ , шаг съемки составлял  $0,1^{\circ}$ , экспозиция – 2...4 с. Качественный и количественный фазовый анализ был установлен путем обработки полученных спектров по методике [10–11].

Жаростойкость покрытий оценивали по привесу окисленных на воздухе образцов в электропечи марки SNOL 7,2/1200. Образцы помещали в алундовые тигли, которые были установлены на одну платформу. Исследования проводили при температуре 750 °C в течение 51 ч. Привес образцов определяли на аналитических весах марки KERN-770 с точностью 10<sup>-5</sup> г.

Трибологические исследования проводили на трибометре фирмы CSM Instruments по схеме pin-on-disk [12]. В качестве контртела использовали шарики из сплава WC–Co (6 % Co) диаметром 3 мм. Линейная скорость вращения образцов с покрытием составляла 10 см/с, нагрузка – 5,0 H, длина пробега контртела – 150 м. Значения коэффициента трения в зависимости от длины пробега контртела обрабатывали непрерывно на компьютере при помощи программы InstrumX. Износостойкость покрытий измеряли на оптическом профилометре Veeco Wyko NT1100. Критерием износостойкости образцов являлась глубина дорожки износа после трибологических исследований.

#### Результаты и их обсуждение

По результатам РФА в покрытии после первичной обработки установлены следующие фазы (табл. 2): титан ( $\alpha$ -Ti), высокотемпературная модификация титана  $\beta$ -Ti, карбид и карбонитрид титана. Очевидно, что появление  $\beta$ -Ti связано с влиянием искровых разрядов на образец.

Установлено, что после вторичной обработки углеродсодержащими электродами в покрытиях наблюдается свободный графит в количестве от 4 до 10 %. При этом наличие в ЭИЛ-покрытиях графита, являющегося твердой смазкой, должно повлиять на трибологические свойства [6].

Результаты испытаний на жаростойкость в виде зависимости удельной скорости окисления образцов с ЭИЛ-покрытиями на воздухе от времени приведены на рис. 1. Установлено, что максимальную скорость окисления 26,9 и 26,6 г/м<sup>2</sup> имеют соответственно образец с покрытием, нанесенным электродами СТИМ-20H + пирографит, и образец без покрытия из титанового сплава OT4-1.

Минимальную скорость окисления 11,9 г/м<sup>2</sup> имеет образец с покрытием, нанесенным последовательно электродами СТИМ-20H + силицированный графит.

Как видно из рис. 1, скорость окисления образцов подчиняется параболическому закону. Следует учесть, что поверхность ЭИЛ-покрытия имеет большую удельную поверхность по сравнению с образцом без покрытия. Применение вторичной электроискровой обработки для снижения скорости окисления ЭИЛ-покрытий оправдано только при использова-

Фазовый состав ЭИЛ-покрытий после первичной и вторичной обработки						
Фаза	Структурный тип	Весовая доля, %	Периоды, нм			
	СТИМ-2	20H				
α–Ti (type A3)	hP2/1	25	a = 0,2946 c = 0,4679			
β–Ti (type A2)	cI2/1	20	a = 0,3240			
TiCN (type B1)	cF8/2	36	a = 0,4244			
TiC (type B1)	cF8/2	19	a = 0,4291			
	СТИМ-20Н + п	ирографит				
α–Ti (type A3)	hP2/1	7	a = 0,2970 c = 0,4687			
β–Ti (type A2)	cI2/1	8	a = 0,3243			
TiCN (type B1)	cF8/2	28	a = 0,4263			
С (графит) (type A9a)	hP4/1	10	-			
TiC (type B1)	<i>c</i> F8/2	47	a = 0,4319			
	СТИМ-20H + 3I	О-композит				
α–Ti (type A3)	hP2/1	8	a = 0,2950 c = 0,4666			
β–Ti (type A2)	cI2/1	8	a = 0,3236			
TiCN (type B1)	<i>c</i> F8/2	24	a = 0,4267			
С (графит) (type A9a)	hP4/1	4	_			
TiC (type B1)	<i>c</i> F8/2	56	a = 0,4318			
СТИМ-	20Н + графит, п	ропитанный Р	b—Sn			
α-Ti (type A3)	hP2/1	7	a = 0,2952 c = 0,4665			
β–Ti (type A2)	cI2/1	11	a = 0,3241			
TiCN (type B1)	<i>c</i> F8/2	32	a = 0,4250			
С (графит) (type A9a)	hP4/1	7	_			
TiC (type B1)	<i>c</i> F8/2	29	a = 0,4295			
Pb (type A1)	<i>c</i> F4/1	6	a = 0,4942			
PbTi <sub>4</sub> (type D0.19)	hP8/3	6	a = 0,5953 c = 0,4758			
Sn-Pb (type A5)	<i>t</i> I4/1	2	a = 0,6069 c = 0,3572			

Таблица 2



Рис. 1. Скорость окисления образцов с ЭИЛ-покрытиями при T = 750 °C:

1- СТИМ-20H + пирографит; 2- ОТ4-1; 3- СТИМ-20H + + 3D-композит; 4- СТИМ-20H + мелкопористый графит; 5- СТИМ-20H + ХИМАНИТ; 6- СТИМ-20H + графит, пропитанный Sn-Pb; 7- СТИМ-20H + ОЧ графит; 8- СТИМ-20H + НИГРАН; 9- СТИМ-20H; 10- СТИМ-20H + КМУУ; 11- СТИМ-20H + крупнозернистый графит; 12- СТИМ-20H + силицированный графит

нии электродов из материалов КМУУ, крупнозернистого и силицированного графита.

Представляет интерес исследование фазового состава покрытий после испытания на жаростойкость. При нагреве до 400...500 °С начинается заметное окисление титана, приводящее к образованию диоксида титана TiO<sub>2</sub>, при этом часть кислорода растворяется в металле (до 20 %), а остальные 80 % идут на формирование окалины. До ~ 800 °С окисленный слой состоит исключительно из TiO<sub>2</sub> со структурой рутила, а металл на границе с оксидом обогащен кислородом [13]. В результате высокотемпературного воздействия происходит диффузия кислорода через слой окисла.

Из табл. 3 видно, что покрытие, нанесенное электродом СТИМ-20Н, после высокотемпературного воздействия состоит из фазы диоксида титана, карбонитрида титана и шпинели NiTiO<sub>3</sub>. Общее количество оксидов в поверхностном слое достигает 97 %.

В покрытии, характеризующемся минимальной скоростью окисления (СТИМ-20Н + силицированный графит), количество оксидов не превышает 82 %. Во всех двухслойных покрытиях отсутствует фаза свободного углерода, что свидетельствует о полном вы-

Фазовыи состав ооразцов с ЭИЛ-покрытиями после высокотемпературного окисления					
Фаза	Структурный тип	Весовая доля, %	Периоды, нм		
	СТИМ	-20H			
TiO <sub>2</sub> (рутил, type C4)	tP6/1	83	a = 0,4593 c = 0,2960		
TiCN (type B1)	<i>c</i> F8/2	3	a = 4,286		
NiTiO <sub>3</sub> (type D5.1)	hR10/1	14	a = 5,031 c =13,793		
СТИ	M-20H + силиц	ированный гра	фит		
TiO <sub>2</sub> (рутил, type C4)	<i>t</i> P6/1	78	a = 0,4592 c = 0,2960		
β–Ti (type A2)	cI2/1	1	a = 0,3275		
TiCN (type B1)	cF8/2	13	a = 0,4293		
NiTiO <sub>3</sub> (type D5.1)	hR10/1	4	_		
Ti <sub>5</sub> Si <sub>3</sub> (type D8.8)	hP16/2	3	_		
α–Ti (type A3)	hP2/1	1	_		
	СТИМ-20Н +	пирографит			
TiO <sub>2</sub> (рутил, type C4)	<i>t</i> P6/1	89	a = 0,4593 c = 0,2960		
NiTiO <sub>3</sub> (type D5.1)	hR10/1	11	a = 0,5032 c = 1,3809		
	СТИМ-20Н +	3D-композит			
TiO <sub>2</sub> (рутил, type C4)	<i>t</i> P6/1	96	a = 0,4592 c = 0,2959		
NiTiO <sub>3</sub> (type D5.1)	hR10/1	4	a = 0,5033 c = 1,3821		

Таблица З

горании углерода в результате продолжительного высокотемпературного окисления.

Трибологические испытания показали, что у образца из титанового сплава ОТ4-1 без покрытия коэффициент трения составляет 0,53 (табл. 4).

Электроискровая обработка сплавом СТИМ-20Н способствует снижению коэффициента трения образца до 0,47. Применение вторичной электроискровой обработки углеродсодержащими материалами позволяет более чем в 2 раза снизить коэффициент трения, при значительном увеличении длины пробега контртела до полного истирания покрытия. Исключение Таблица 4

Результаты трибологических испытаний ЭИЛ-покрытий

Электродный материал (первичная обработка)	Углеродсо- держащий электрод (вторичная обработка)	Углеродсо- держащий электрод f(конечный) (вторичная обработка)			
ОТ4-1 (образец без покрытия)	_	0,53	3,0		
СТИМ 20Н	_	0,47	9,1		
СТИМ 20Н	ХИМАНИТ	0,20	150,0		
СТИМ 20Н	НИГРАН	0,21	150,0		
СТИМ 20Н	Пирографит	0,23	150,0		
СТИМ 20Н	КМУУ	0,22	150,0		
СТИМ 20Н	3D-композит	0,46	150,0		
Примечание. F=5 H.					

составляет двухслойное покрытие из СТИМ-20Н + + 3D-композит (табл. 4, рис. 2).

Проведенные исследования показали, что глубина дорожки износа образца без покрытия составляет 15 мкм после 3 м пробега контртела (рис. 3), а образца с ЭИЛ-покрытием из СТИМ-20Н – 15 мкм после 9 м пробега контртела. Двухслойные покрытия, нанесенные электродами СТИМ-20Н + ХИМАНИТ, СТИМ-20Н + КМУУ, СТИМ-20Н НИГРАН, после 150 м пробега контртела характеризуются глубиной дорожки 2...6 мкм (рис. 4).





1 – СТИМ-20Н + пирографит; 2 – СТИМ-20Н + КМУУ; 3-СТИМ-20Н + НИГРАН; 4-СТИМ-20Н + ХИМАНИТ



Рис. 3. Глубина дорожки износа (*a*) и рельеф образца (*б*) без покрытия из титанового сплава ОТ4-1



Рис. 4. Глубина дорожки износа (*a*, *в*) и рельеф образцов (б, *г*) с ЭИЛ-покрытиями: *a*, б – СТИМ-20Н + ХИМАНИТ; *в*, *г* – СТИМ-20Н + НИГРАН

#### Выводы

Таким образом, состав и свойства двухслойных ЭИЛ-покрытий зависят от типа углеродсодержащего материала. Применение вторичной обработки углеродсодержащими материалами способствует уменьшению коэффициента трения более чем в 2 раза, увеличению износостойкости более чем в 10 раз, а также способствует снижению скорости окисления.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Горынин И.В., Ушков С.С., Хатунцев А.Н., Лошакова Н.И. Титановые сплавы для морской техники. СПб.: Политехника, 2007. 387 с. 2. Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Парканский Н.Я., Ревуцкий В.М. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Кишинев: Штиинца, 1985. 195 с.

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

4. Новый класс электроискровых покрытий для изделий из титановых сплавов, работающих в экстремальных условиях эксплуатации / А.Е. Кудряшов, Е.А. Левашов, Н.В. Ветров и др. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2008. № 3. С. 34–45.

5. Замулаева Е.И., Левашов Е.А., Еремеева Ж.В., Кудряшов А.Е. Углеродсодержащие и наноструктурные WC-Со электроды для электроискрового модифицирования поверхности титановых сплавов // Технология металлов. 2008. № 11. С. 24–31.

6. Levashov E.A., Zamulaeva E.I., Pogozhev Yu.S., Kurbatkina V.V. Nanoparticle dispersion strengthened WC–C based coatings on Ti-alloy produced by sequential chemical reaction assisted pulsed electrospark deposition // Plasma Processes and Polymers. 2009.  $\mathbb{N}$  6. P. 102–106.

7. Влияние вторичной обработки углеродсодержащими электродами на структуру и свойства электроискровых покрытий / Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов, Ю.С. Погожев и др. // Материалы 11-й Международной научно-практической конференции "Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня", 14–17 апреля 2009. Санкт-Петербург: изд-во Политехнического университета, 2009. С. 176–183.

8. Дисперсно-упрочненные наночастицами электродные материалы для электроискрового легирования на основе сплава СТИМ-20Н (Система Ті–С–Ni) / Е.А. Левашов, Ю.С. Погожев, А.Е. Кудряшов и др. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2008. № 2. С. 17–24.

9. **Фиалков А.С.** Углерод, межслоевые соединения и композиты на его основе. М.: Аспект Пресс, 1997. 718 с.

10. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994. 328 с.

11. Шелехов Е.В., Свиридова Т.А. Программы для рентгеновского анализа поликристаллов // Металловедение и термообработка металлов. 2000. № 8. С. 16–19.

12. Петржик М.И., Левашов Е.А. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // Кристаллография. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002–1010.

13. Свойства элементов. Справочник. Книга 1 / под ред. М.Е. Дрица. М.: Издательский дом "Руда и металлы", 2003. 448 с.

УДК 621.9.025

В.П. Табаков, С.С. Порохин (ГОУ ВПО "Ульяновский государственный технический университет") E-mail: vpt@ulstu.ru

# Влияние покрытий на тепловое и напряженное состояние режущего инструмента при отрезке заготовок из конструкционных сталей

Исследовано влияние износостойких покрытий на характеристики резания, тепловое и напряженное состояние режущего инструмента при отрезке заготовок. Показано влияние износостойких покрытий на контактные характеристики резания, температуры и напряжения на контактных площадках и в режущем клине инструмента.

**Ключевые слова:** отрезной инструмент, многослойные ионно-плазменные покрытия, распределение тепла, напряжение.

The of influence of wear-resistant coatings on cutting forces, thermal and stress state of the grooving tool is researched. The explanation of the results is given.

Keywords: parting and grooving tool, coating multilayer, thermal state, stress state.

Высокие контактные напряжения и температуры, а также физико-химические процессы, протекающие на контактных площадках, вызывают износ режущего инструмента. Одним из наиболее эффективных способов повышения работоспособности инструмента является нанесение на его рабочие поверхности износостойких покрытий.

Большинство исследований теплового и напряженного состояний инструментов с покрытиями проведены для условий обработки, когда тепловые источники и контактные нагрузки сконцентрированы преимущественно в зоне главной режущей кромки. В то же время существуют разновидности процесса резания, когда инструмент работает в стесненных условиях (например, отрезка и прорезка канавок на токарных станках, нарезание резьбы) и, соответственно, сильно затруднен теплоотвод из зоны резания, а сами источники тепла сконцентрированы на нескольких близкорасположенных режущих кромках.

В связи с этим были проведены исследования влияния износостойких покрытий на контактные характеристики, тепловое и напряженное состояния режущего инструмента при отрезке заготовок. Заготовки из стали 30ХГСА обрабатывали отрезным резцом со сменными многогранными пластинами Н13А фирмы "Сандвик Коромант". Режимы резания: v = = 88 м/мин; S = 0,2 мм/об; t = 4 мм. Однослойные покрытия TiN, TiAlN, TiAlCrN наносили методом конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой. Контактные характеристики процесса резания определяли по методике работы [1]. Оценку формоустойчивости режущего клина инструмента проводили по методике [2]. Распределение температур и напряжений в режущем клине инструмента строили с помощью пакета прикладных программ ANSYS.

Результаты исследований влияния покрытий на контактные характеристики процесса резания приведены в табл. 1.

Из табл. 1 видно, что нанесение покрытий существенно изменяет характеристики стружкообразования и контактных процессов при отрезке (резание в стесненных условиях). В зависимости от состава износостойких покрытий длина контакта стружки с передней поверхностью инструмента  $C_{\gamma}$  снижается на 7...25 %, составляющие силы резания  $P_z$ ,  $P_y$  – на 10...16 и 5...17 % соответственно, коэффициент укорочения стружки  $K_l$  – на 5...20 %.

Как при стесненном, так и при свободном резании наблюдаются общие закономерности влияния покрытий на контактные характеристики процесса резания. Нанесение покрытия TiN уменьшает длину контакта стружки с передней поверхностью, коэффициент укорочения стружки и составляющие силы резания по сравнению с инструментом без покрытия. Нанесение покрытий TiAlN и TiAlCrN их увеличивают по сравнению с покрытием TiN.

Уменьшение  $C_{\gamma}$  при нанесении покрытия TiN приводит к снижению  $K_l$  на 14 %. Применение покрытий TiAlN и TiAlCrN увеличивают значение  $C_{\gamma}$  по сравнению с покрытием TiN, что вызывает рост степени пластической деформации, подтверждением чего является увеличение  $K_l$ . Снижение коэффициента укорочения стружки для инструмента с покрытиями TiAlN и TiAlCrN составило 6 и 4 % соответственно.

Анализ данных табл. 1 показывает, что работа инструмента в условиях стесненного резания ведет к снижению эффективности применения износостойких покрытий, по сравнению со свободным резанием. Например, износостойкое покрытие TiN снижает

	Влияние износостойкого покрытия на контактные характеристики процесса отрезки							
Покрытие	<i>P<sub>z</sub></i> , H	<i>P<sub>y</sub></i> , H	$C_{\gamma}$ , мм	K <sub>l</sub>	<i>q<sub>N</sub></i> , МПа	<i>q<sub>F</sub></i> , МПа	σ <sub><i>N</i></sub> , МПа	τ <sub><i>F</i></sub> , МПа
Без покрытия	$\frac{2141}{1713}$	$\frac{1085}{868}$	<u>1,00</u> 1,01	$\frac{2,82}{2,25}$	$\frac{560}{446}$	$\frac{444}{352}$	$\frac{1937}{1513}$	$\frac{642}{564}$
TiN	$\frac{1828}{1371}$	$\frac{961}{721}$	$\frac{0,85}{0,86}$	<u>2,42</u> 1,94	$\frac{776}{636}$	$\frac{632}{506}$	$\frac{2282}{1772}$	$\frac{603}{531}$
TiAlN	$\frac{1903}{1428}$	$\frac{1035}{776}$	<u>0,91</u> 0,90	$\frac{2,64}{2,11}$	$\frac{690}{562}$	$\frac{580}{469}$	$\frac{1713}{1349}$	$\frac{556}{502}$
TiAlCrN	$\frac{1910}{1433}$	$\frac{1040}{780}$	$\frac{0,93}{0,92}$	$\frac{2,71}{2,17}$	$\frac{673}{555}$	$\frac{566}{464}$	<u>1665</u> 1298	$\frac{532}{392}$
П р и м е ч а н и е. Расшифровку обозначений см. на с. 23. В числителе приведены значения параметров при стесненных условиях (традиционная отрезка), в знаменателе – при свободном резании (точение выступа шириной, равной ширине пластины).								

составляющую силу резания  $P_z$  на 20 % при свободном резании и на 14,6 % при стесненном резании. Для покрытий TiAlN и TiAlCrN данная тенденция сохраняется, уменьшение  $P_z$  в случае свободного резания составило 16,6 и 16,3 % соответственно, а при стесненном – 11,1 и 10,7 %. Составляющая силы резания  $P_y$  изменяется аналогичным образом. Для режущего инструмента с покрытием TiN уменьшение  $P_y$  составило 16,9 % для свободного и 11,4 % для стесненного резания. Для покрытий TiAlN и TiAlCrN 10,6 и 10,1 % соответственно для свободного и 4,6 и 4,1 % для стесненного резания.

Нанесение покрытий оказывает существенное влияние на средние контактные удельные нагрузки и контактные напряжения. Снижение  $C_{\gamma}$  при нанесении покрытия TiN ведет к повышению средних нормальных нагрузок  $q_N$  и нормальных напряжений

 $\sigma_N$ . Нанесение покрытий TiAlN и TiAlCrN благодаря большей длине контакта способствует снижению (на 11...14%) значений  $q_N$  и  $\sigma_N$  по сравнению с покрытием TiN. Аналогичное влияние покрытия оказывают на касательные удельные нагрузки  $q_F$  и напряжения  $\tau_F$ .

Тепловое состояние инструмента оценивали по интенсивности тепловых источников, мощности тепловых потоков, температуре на контактных площадках и в режущем клине инструмента. Для определения интенсивности тепловых потоков была выбрана экспериментально-аналитическая методика определения температур в инструменте, предложенная А.Н. Резниковым [3]. Данная методика позволяет достаточно точно определить интенсивность тепловых потоков в режущем клине инструмента (табл. 2).

Таблица 2

Покрытие	$Q_{\rm fi}, 10^{-6},  { m Bt}$	$Q_{_3}, 10^{-6}, B_{\rm T}$	$q_{\Pi}, 10^{6},  \text{Bt/m}$	<i>q</i> <sub>3</sub> , 10 <sup>6</sup> , Вт/м	<i>T</i> <sub>п. ср</sub> , °С	<i>Т</i> <sub>з. ср</sub> , °С
Без покрытия	85,15 71,57	$\frac{-1,20}{-1,04}$	$\frac{21,29}{17,89}$	$\frac{-24,13}{-20,91}$	<u>849,2</u> 711,8	$\frac{439,6}{357,8}$
TiN	$\frac{74,\!61}{58,\!28}$	$\frac{-1,07}{-0,84}$	$\frac{22,02}{17,20}$	$\frac{-25,39}{-19,75}$	803,9 628,3	$\frac{379,7}{298,3}$
TiAlN	$\frac{78,98}{61,04}$	$\frac{-1, 12}{0,87}$	$\frac{20,65}{16,51}$	$\frac{-24,62}{-19,19}$	$\frac{810,4}{634,6}$	396,4 311,8
TiAlCrN	$\frac{78,23}{61,22}$	$\frac{-1,12}{-0,87}$	$\frac{20,44}{15,99}$	$\frac{-23,16}{-18,23}$	$\frac{805,5}{632,1}$	389,7 304,9
Примечание. Расшифровку обозначений см. на с. 24.						

Влияние износостойкого покрытия на тепловые характеристики процесса отрезки

Таблица 1

Как видно из табл. 2, применение износостойких покрытий позволяет снизить тепловую напряженность процесса резания. Применение покрытия TiN уменьшает мощность теплового потока на передней поверхности режущего инструмента  $Q_{II}$  на 19 % в случае свободного резания и на 13 % при резании в стесненных условиях. При работе в стесненных условиях более высокие значения сил резания, характерные для режущего инструмента с покрытиями TiAlN и TiAlCrN, вызывают увеличение мощности теплового потока по сравнению с покрытием TiN. Поэтому для режущего инструмента с покрытиями TiAlN, TiAlCrN  $Q_{\rm n}$  снижается соответственно на 15 и 16 % при свободном резании и на 7 и 8 % в случае стесненного резания по сравнению с инструментом без покрытия. Влияние покрытий на мощность теплового потока по задней поверхности режущего инструмента  $Q_{\scriptscriptstyle 3}$ аналогично.

Нанесение покрытия TiN несколько увеличивает интенсивность теплового потока по передней поверхности  $q_{\Pi}$  при стесненном резании и практически не изменяет ее при свободном резании. Увеличение С<sub>у</sub> при использовании покрытий TiAlN и TiAlCrN, несмотря на повышение мощности теплового потока, снижает интенсивности тепловых потоков на передней  $q_{\pi}$  и задней  $q_{3}$  поверхности по сравнению с инструментом с покрытием TiN. Изменение мощности тепловых потоков и их интенсивности приводит к изменению контактных температур, действующих на передней и задней поверхностях. Нанесение покрытия TiN вызывает уменьшение средних контактных температур по передней  $T_{\text{п.ср}}$  и задней  $T_{\text{з.ср}}$  поверхности инструмента, а нанесение покрытий TiAlN и TiAlCrN – уменьшение по сравнению с покрытием TiN.

Для исследования температурных полей была разработана трехмерная модель режущего инструмента, на контактные площадки которой прикладывали тепловые потоки, полученные по методике работы [3] для стесненных условий резания. Результат расчета температурного состояния инструмента с использованием данной модели представлены на рис. 1, *а*. Как видно из рисунка, распределение температуры на контактных площадках режущего инструмента не отражает особенности процесса резания в стесненных условиях. Показано, что температура на режущей кромке и на угле инструмента практически одинакова (примерно 1000 °C).

Однако при резании в стесненных условиях в зоне углов режущего инструмента большие пластические деформации и плохой теплоотвод должны вызывать повышение температуры на этих участках. Для более полного учета влияния стесненных условий резания была разработана методика, сущность которой за-



Рис. 1. Распределение температур (° С) на контактных площадках режущего инструмента

ключается в том, что на контактные поверхности инструмента, в зависимости от условий резания в которых они находятся, прикладывают разные тепловые потоки.

Для центральной части контактной поверхности инструмента, удаленной от вспомогательных режущих кромок, прикладывали тепловые потоки, полученные для свободного резания. На участках контакта, находящихся в непосредственной близости от углов инструмента, прикладывали тепловые потоки, полученные для условий стесненного резания. Тепловые потоки для условий свободного и стесненного резания получали на основе экспериментальных данных по исследованию контактных процессов.

Результаты расчета температурных полей по данной методике представлены на рис. 1, б. Показано, что температуры на главной режущей кромке и на углах инструмента существенно отличаются. Дополнительное участие в процессе резания вспомогательной режущей кромки и плохой теплоотвод в зоне угла привели к повышению температуры на данном участке режущего инструмента.

Температурные поля на контактных площадках режущего инструмента с различными покрытиями представлены на рис. 2. Установлено, что применение покрытий позволяет снизить температуру на контактных площадках инструмента. Наибольшее снижение температуры наблюдается при нанесении покрытия TiN, которое составило 15 % на середине главной режущей кромки и 7 % на угле режущего инструмента. Уменьшение длины контакта стружки с передней поверхностью при нанесении покрытия ТіN приводит к смещению изотерм температуры к задней поверхности режущего инструмента. Применение покрытий TiAlN и TiAlCrN также уменьшает температуры резания соответственно на 11 и 12 % для середины режущей кромки и на 8 и 9 % на угле режущего инструмента. Увеличение  $C_{\gamma}$  покрытий TiAlN и TiAlCrN по сравнению с покрытием TiN приводит к смещению изотерм температурных полей в режущем клине инструмента в сторону от задней поверхности



Рис. 2. Распределение температур (° С) на контактных площадках режущего инструмента:

a – без покрытия;  $\delta$  – TiN;  $\epsilon$  – TiAlN;  $\epsilon$  – TiAlCrN

и режущих кромок инструмента. Увеличение мощности теплового источника на передней поверхности при нанесении таких покрытий способствует большему прогреву инструмента, что проявляется в смещении изотерм температуры от передней поверхности вглубь инструмента.

Анализ полученных данных показывает, что наилучшее тепловое состояние режущего клина инструмента обеспечивает покрытие

TiAlCrN, которое, несмотря на небольшое повышение контактной температуры на передней поверхности по сравнению с покрытием TiN, в большей степени смещает изотермы температур от режущих кромок вглубь инструмента, что приводит к снижению теплонапряженности на углах инструмента.

В результате расчета напряженного состояния получили распределения напряжений  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\tau_{xy}$ в режущем клине инструмента, по которым определяли величины эквивалентных напряжений  $\sigma_{_{экв}}$  и нормальные напряжения в материале покрытия  $\sigma_1$ . Примеры распределения напряжений  $\sigma_x$  в режущем клине инструмента без покрытия и с покрытиями приведены на рис. 3. Установлено, что уменьшение сил резания при использовании покрытия TiN ведет к снижению напряжений в режущем клине инструмента. В то же время снижение длины контакта стружки с передней поверхностью вызывает смещение изобар напряжений к задней поверхности режущего инструмента. Нанесение покрытий TiAlN и TiAlCrN по сравнению с покрытием TiN ведет к уменьшению напряжений  $\sigma_x$  и смещению изобар напряжений в сторону от задней поверхности и режущей кромки инструмента.

Результаты исследований эквивалентных напряжений в режущем клине (рис. 4) показали, что наибольшие значения  $\sigma_{_{экв}}$  имеют место для инструмента без покрытия, для которого характерны более высокие значения температур, составляющих сил резания, длины контакта и коэффициента укорочения стружки. Изменение эквивалентных напряжений по длине контакта носит немонотонный характер. Имеют место два максимума напряжений: вблизи режущей кромки и на участке контакта, равном  $(0,4...0,5)C_{\gamma}$ . Применение покрытия TiN позволяет снизить эквивалентные напряжения  $\sigma_{_{\scriptscriptstyle ЭКВ}}$  (на середине длины контакта) на 41 %. Повышение длины контакта стружки с передней поверхностью при нанесении покрытий TiAlN и TiAlCrN еще в большей степени снижают эквивалентные напряжения на 57 и 59 % соответственно.

Установлено, что в процессе резания в покрытии возникают сжимающие нормальные напряжения (рис. 5), которые распределены неравномерно вдоль передней поверхности. Резкое увеличение напряже-



Рис 3. Распределение напряжений  $\sigma_x$  (МПа) в режущем клине инструмента: a – без покрытия;  $\delta$  – TiN;  $\epsilon$  – TiAlN;  $\epsilon$  – TiAlCrN



Рис. 4. Влияние состава покрытий на распределение эквивалентных напряжений  $\sigma_{_{3KB}}$  по передней поверхности: 1 - 6ез покрытия; 2 - TiN; 3 - TiAlN; 4 - TiAlCrN $(x' = x/C_y - относительная длина контакта)$ 

ний около режущей кромки завершается максимумом на участке  $(0,2...0,3)C_{\gamma}$  и затем происходит плавное их снижение. Наименьшая величина напряжений характерна для покрытия TiN. В покрытиях TiAlN, TiAlCrN сжимающие нормальные напряжения существенно выше. Высокий уровень сжимающих напряжений, возникающих в процессе резания в покрытии, способствует торможению процессов образова-



Рис. 5. Влияние состава покрытий на распределение нормальных напряжений  $\sigma_1$  в материале покрытия: 1 - TiN; 2 - TiAlN; 3 - TiAlCrN

ния и развития трещин в материале покрытия и его разрушению.

Исследованиями установлено, что наиболее благоприятное напряженное состояние режущего клина инструмента обеспечивает нанесение на его контактные площадки покрытия TiAlCrN.

#### Выводы

Как при стесненном, так и при свободном резании наблюдаются общие закономерности влияния покрытий на контактные характеристики процесса резания. Работа инструмента в условиях стесненного резания ведет к некоторому снижению эффективности износостойких покрытий, по сравнению с условиями свободного резания.

Применение износостойких покрытий различного состава позволяет снизить температуру на контактных площадках инструмента, температуры и напряжения возникающие в режущем клине инструмента. Наилучшее тепловое и напряженное состояние обеспечивает применение покрытия TiAlCrN.

На основе проведенных исследований были сформулированы требования и разработаны покрытия [4, 5] для режущего инструмента, работающего в условиях стесненного резания.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Табаков В.П. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями на основе сложных нитридов и карбонитридов титана. Ульяновск: УлГТУ, 1998. 123 с.

2. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1982. 320 с.

3. Резников А.Н. Теплофизика процессов механической обработки металлов. М.: Машиностроение, 1981. 286 с.

4. Пат. 2268321 РФ, МКИ<sup>7</sup> С 23 С 14/06, 14/48. Способ получения многослойного покрытия для режущего инструмента / В.П. Табаков, Н.А. Ширманов, А.В. Чихранов и др. № 2004117034/02; заявл. 04.06.2004; опубл. 20.01.2006, Бюл. № 2.

5. Пат. № 2269601 РФ, МКИ<sup>7</sup> С 23 С 14/06, 14/48. Способ получения многослойного покрытия для режущего инструмента / В.П. Табаков, Н.А. Ширманов, А.В. Чихранов и др. № 2004117035/02; заявл. 04.06.2004; опубл. 10.02.2006, Бюл. № 4.





## ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 669.131.2

Ю.Г. Гуревич, В.А. Фролов, В.В. Марфицын (Курганский государственный университет) E-mail: ygg@rambler.ru

### Поверхностное упрочнение деталей из серого чугуна

Теоретически и экспериментально обоснован метод поверхностного упрочнения серого чугуна. На примере конкретной детали описана технология поверхностного упрочнения. Исследованы структура и свойства упрочненного слоя.

**Ключевые слова:** серый чугун, поверхностное упрочнение, технология, температура, время, структура, свойства.

The surface hardening method of grey cast iron is theoretically and experimentally grounded. On the example of the concrete part the surface hardening technology is described. The structure and properties of the strengthened surface are investigated.

Keywords: grey cast iron, surface hardening, technology, temperature, time, structure, properties.

#### Введение

Индукционную поверхностную закалку чугуна характеризуют быстрый нагрев и кратковременная выдержка при температуре аустенизации. При этом закаливаемость наиболее сильно зависит от однородности исходной структуры чугуна, поскольку за несколько секунд нагрева под закалку не успевает произойти гомогенизация аустенита. Наличие в структуре феррита резко ухудшает закаливаемость. Закаливаемость тем хуже, чем больше время выдержки, необходимое для получения максимальной твердости [1]. Поэтому поверхностная закалка ферритного и ферритно-перлитного серого чугуна практически не применяется [2].

Поверхностную закалку ковкого чугуна проводят после обезуглероживания поверхностного слоя [3]. Обезуглероживание серого чугуна воздухом или в атмосфере водорода приводит к формированию дефектов поверхности изделий, что резко снижает их свойства и обрабатываемость. Поэтому обезуглероживание серого чугуна перед поверхностной закалкой не проводят.

Лазерной закалкой деталей из серого чугуна можно увеличить их износостойкость в несколько раз [4]. Дорожки лазерного упрочнения имеют грубую шероховатую поверхность и по внешнему виду напоминают сварной шов [5]. Полосы шириной 3...4 мм через 1,0...1,5 мм имеют глубину залегания до 1 мм. Для выравнивания поверхности деталей их шлифуют на глубину до 0,2 мм.

Широкому внедрению такого лазерного упрочнения препятствуют недостатки, присущие этому методу: сложность конструкции и дороговизна лазерных установок, высокая стоимость рабочих органов лазера, низкий КПД лазера, необходимость нанесения светопоглощающих покрытий, малая производительность, невозможность автоматизации процесса.

Целью данного исследования являлась разработка простого, не требующего специального оборудования, дешевого способа поверхностного упрочнения деталей из серого чугуна с ферритной или феррито-перлитной основой. При этом были учтены следующие обстоятельства.

Было установлено, что сталь, содержащая кислород, при нагреве без доступа воздуха склонна к сильному поверхностному обезуглероживанию, причем в процессе обезуглероживания большое участие принимает кислород, входящий в состав включений FeO, а не растворенный. Известно, что при цементации низкоуглеродистой стали, содержащей более 10 % FeO, происходит окисление углерода.

С учетом этих явлений был предложен сравнительно простой технологический процесс *химико-термической обработки* (ХТО), в результате которой происходит поверхностное упрочнение деталей из ферритно-перлитного серого чугуна. Деталь нагревают в контакте с железной окалиной (FeO) при температурах 1273 и 1373 К и подвергают последующей поверхностной закалке.

Предварительными экспериментами установлено, что при таком способе окисления серого чугуна никаких дефектов на его поверхности не обнаружено.

#### Теоретические основы окисления марганца, кремния и углерода серого чугуна железной окалиной

Ниже представлены результаты термодинамического анализа параметров взаимодействия марганца, кремния и углерода серого чугуна с железной окалиной при температурах 1273 и 1373 К. Методика расчета подробно описана в работе [6].

При указанных температурах в моновариантной трехкомпонентной трехфазной системе [Fe, Mn, Si, C]<sub>т</sub> протекают реакции:

$$\operatorname{FeO}_{\mathrm{T}} + [\operatorname{Mn}]_{\mathrm{T}} = [\operatorname{Fe}] + \operatorname{MnO}_{\mathrm{T}}; \qquad (1)$$

 $2 \text{FeO}_{T} + [\text{Si}]_{T} = \text{SiO}_{2T} + 2 \text{Fe}_{T};$  (2)

$$\operatorname{FeO}_{\mathrm{T}} + [C]_{\mathrm{T}} = \operatorname{Fe}_{\mathrm{T}} + \operatorname{CO}_{\mathrm{r}}.$$
 (3)

В скобках указаны твердые растворы, без скобок – чистые компоненты; т – твердый, г – газ. Параметры равновесия реакции (1) представлены в табл. 1; реакции (2) – в табл. 2; реакции (3) – в табл. 3.

	Таблица 1
Параметры равновесия в системе [Fe,Mn] <sub>т</sub> -FeO	-MnO <sub>T</sub>

<i>Т</i> , К	$x_{\rm Mn}$	x <sub>Fe</sub>	$x_{ m MnO}$	$x_{ m FeO}$
1070	0,0100	0,9900	0,9990	0,0010
12/3	0,1000	0,9000	0,9999	0,0001
1070	0,0100	0,9900	09970	0,0030
1373	0,1000	0,9000	0,9998	0,0002

П р и м е ч а н и е. *х* – концентрация, выраженная в мольной доли компонента.

7	аблица	2

#### Параметры равновесия и системе [Fe,Si]<sub>т</sub>-FeO<sub>т</sub>-SiO<sub>2т</sub>

<i>Т</i> , К	$K_{ m p2}$	$x_{ m Si}$			
1273	$10^{13,20}$	$10^{-9,20}$			
1373	10 <sup>12,08</sup>	$10^{-8,08}$			
Примечание. <i>К</i> <sub>р2</sub> – константа равновесия реакции (2).					

Параметры равновесия в системе [Fe,C]<sub>1</sub>-FeO<sub>1</sub>-(CO-CO<sub>2</sub>),

Таблица З

	. , 11	1 、	2/1		
<i>Т</i> , К	<i>p</i> <sub>co</sub>	x <sub>c</sub>	C, %		
1273	0,71	0,052	1,16		
1373	0,73	0,003	0,06		
Примечание. $p_{CO}$ – парциальное давление окиси углерода атм : $C$ – процентное содержание углерода в уугуне					

Результаты термодинамического анализа показали, что при контакте серого чугуна с железной окалиной при температурах 1273 и 1373 К марганец и кремний чугуна окисляются практически полностью, а углерод может окислиться в такой степени, что чугун превратится в сталь.

#### Материалы и методы исследований

В качестве образцов использовали цилиндрические детали с внешним диаметром 50 мм, внутренним диаметром 30 мм, поперечным сечением  $10 \times 15 \text{ мm}^2$ (рис. 1, *a*) из ферритно-перлитного серого чугуна СЧ20 состава, % мас.: 3,4С; 2,2Si; 0,8Mn;  $\leq$  0,2P;  $\leq$  0,15S. Твердость чугуна — 131 НВ. Исходная структура: ферритно (40...70 %)-перлитная (60...30 %), основа с равномерно распределенным пластинчатым графитом завихренной формы, длиной 30...120 мкм. Площадь, занятая графитом, составляет 8...12 % (рис. 2).

Железную окалину, собранную после нагрева под ковку слитков стали 45, измельчали на шаровой мельнице.

Для определения гранулометрического состава порошка окалины подвергали оценке под микроскопом после отсеивания через сито с размером отвер-







стий 63 мкм. На рис. 3 представлена гистограмма и теоретическая кривая распределения частиц окалины по размерам. Частота — количество частиц с указанным размером. Статистический анализ показал, что средний размер частиц составлял (7,1±0,8) мкм.

Исследование поверхностного упрочненного слоя образцов проводили следующим образом:

 измеряли ширину зоны поверхностного упрочнения (мкм);

Рис. 2. Исходная микроструктура серого чугуна

 – определяли твердость детали после упрочнения (HRC) и микротвердость упрочненного слоя;

 – определяли микроструктуру нетравленых образцов с указанием ширины упрочненных зон с одинаковой микроструктурой (мкм); указывали процентное содержание структурных составляющих в упрочненных зонах и фотографировали микроструктуру упрочненной зоны;

– определяли микроструктуру травленых образцов 2%-м раствором HNO<sub>3</sub> в спирте с указанием ширины упрочненных зон с одинаковой микроструктурой (мкм); указывали процентное содержание структурных составляющих в упрочненных зонах и фотографировали микроструктуру упрочненной зоны;

 – определение размеров включений графита проводили по средней длине трех наибольших включений на микрошлифе, измеренных не менее чем в трех полях зрения;

– количество включений графита оценивали средним процентом площади, занятой на микрошлифе и определяли не менее чем в трех полях зрения;



Рис. 3. Распределение частиц окалины по размерам

 количество перлита или феррита (П+Ф=100 %)
 оценивали средним процентом площади, занятой
 этими структурными составляющими на микрошлифе и определяли не менее чем в трех полях зрения.

#### Исследование процесса окисления поверхности деталей из серого чугуна железной окалиной с последующей поверхностной закалкой

Деталь из серого чугуна в контакте с порошком железной окалины помещали в контейнер, который загружали в печь сопротивления с угольным нагревателем. В качестве нагревателя использовали угольную трубу длиной 480 мм и наружным диаметром (97±0,25) мм. Толщина стенки составляла 8...10 мм [7].

Температуру измеряли вольфрам-ренниевой термопарой ВР-5/20, спай которой контактировал с опытными образцами. Точность измерений температуры составляла ±283 К. Регулировку температуры проводили при помощи тиристорного регулятора напряжения, который включали в первичную цепь силового трансформатора. Такая схема включения позволяла получать на выходных шинах трансформатора ток в несколько тысяч ампер при нагрузке сети до 150 А.

Деталь нагревали до температур 1173, 1273 и 1373 К, выдерживали при этих температурах 2, 4 и 8 ч и охлаждали в воде в течение 5...10 с. Было установлено, что этого времени достаточно для поверхностной закалки. После закалки производили стабилизирующий отпуск при температурах 453...473 К [1].

Предварительную оценку параметров получения закаленного слоя осуществляли путем измерения под микроскопом его глубины, твердости поверхности образца и микротвердости закаленного слоя. Микротвердость закаленного слоя измеряли каждые 0,1 мм в пяти точках. Исследовали влияние температуры нагрева 1173, 1273, 1373 К и времени выдержки 2, 4, 8 ч на размер закаленного слоя.

В результате всех экспериментов на макроструктуре образцов после XTO наблюдали слой закаленного чугуна (см. рис. 1, б).

Из табл. 4 видно, что при повышении температуры нагрева и времени выдержки толщина закаленного слоя увеличивалась с 110...380 мкм при 1173 К до 330...720 мкм при 1273 К и до 620...1020 мкм при 1373 К.

На рис. 4 представлена микроструктура нетравленой поверхности чугуна после XTO. В упрочненной (окисленной) зоне выявлены мелкие включения графита, никаких дефектов не обнаружено. В микроструктуре образца после травления наблюдали (рис. 5) мартенсит (70 %), перлит (20 %) и аустенит Таблица 4

от температуры и времени выдержки						
Температура, К	Время выдержки, ч	Толщина закаленного слоя, мкм				
	2	110				
1173	4	200				
	8	380				
	2	330				
1273	4	420				
	8	720				
	2	620				
1373	4	740				
	6	900				
	8	1020				

Зависимость толщины закаленного слоя

(10%). Феррит в структуре отсутствовал. Количество мартенсита (микротвердость 412...550 HV) от поверхности вглубь образца увеличивалось с 40 до 70%, а перлита — уменьшалось с 40 до 20%, в то время как содержание аустенита составляло 3...10%.

На рис. 6 показано распределение микротвердости упрочненного слоя по его толщине. По мере увеличения глубины закаленного слоя микротвердость увеличивается. Это объясняется тем, что содержание углерода в закаленном слое с увеличением его глубины возрастает, так как время окисления углерода по мере удаления закаленного слоя от поверхности уменьшается.

Известно, что повышение температуры аустенизации выше точки  $A_1$  при закалке ферритно-перлитного серого чугуна приводит сначала к повышению твердости вследствие более полной аустенизации, а затем к ее снижению, что обусловлено перенасыщением аустенита углеродом и увеличением количества остаточного аустенита при увеличении температуры аустенизации даже до 1223 К, что вызывает снижение твердости чугуна на 20...30 НВ. При наличии в структуре исходного чугуна феррита время выдержки для получения максимальной твердости возрастает, так как растворение углерода в феррите требует более длительного времени.

Улучшение свойств серого чугуна состоит в закалке с последующим отпуском. В зависимости от температуры отпуска можно получить или трооститную или сорбитную структуру металлической основы, или



верхности детали из серого

чугуна после ХТО на нетрав-

леном шлифе (×300)



Рис. 5. Микроструктура поверхности детали из серого чугуна после XTO на травленом шлифе (×300)

структуру зернистого перлита. После закалки серого чугуна с ферритно-перлитной основой мартенсит получить нельзя.

Исчезновение феррита и образование мартенсита в закаленном слое при взаимодействии чугуна с железной окалиной объясняется тем, что окисляется углерод и выгорает кремний, а эти элементы оказывают





влияние на склонность к образованию ферритной структуры металлической основы серого чугуна [8]. Уменьшение феррита в структуре основы чугуна облегчает его превращение в аустенит, а при охлаждении — в мартенсит.

#### Выводы

1. Показана термодинамическая вероятность окисления кремния, марганца и углерода серого чугуна окалиной железа.

2. Экспериментально установлено, что после взаимодействия примесей ферритно-перлитного серого чугуна с окалиной никаких дефектов в окисленном слое не наблюдается, а окисление кремния и углерода способствует изменению микроструктуры.

3. Предложенная XTO поверхности деталей из серого чугуна обеспечивает образование мартенситной структуры при закалке, существенно увеличивает твердость, прочность и износостойкость поверхности деталей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Справочник. Чугун / под ред. А.Д. Шермана, А.А. Жу-кова. М.: Металлургия. 1991. 575 с.

2. Станчеев Д.И. Конструкционные материалы для лесных машин. Воронеж: Изд-во Воронежского университета. 1982. 172 с.

3. Богачев Н.В., Балинский В.Р., Шульте Г.Ю. Перлитный ковкий чугун в автомобилестроении // Автомобильная промышленность. 1984. № 8. С. 27–29.

4. **Майоров В.С., Майоров С.В.** Закалка чугунных деталей излучением твердотелого лазера // МиТОМ. 2009. № 3. С. 6–8.

5. Андрияхин В.М. Влияние схемы упрочнения гильз цилиндра лазерным излучением на износостойкость // МиТОМ. 1982. № 9. С. 41–43.

6. Гуревич Ю.Г., Буланов В.Я., Германюк Н.В. и др. Легирование железа через газовую хлоридную фазу. Свердловск: АН СССР УО, 1992. 190 с.

7. Гуревич Ю.Г., Анциферов В.Н., Савиных Л.М. и др. Износостойкие композиционные материалы. Екатеринбург: РАН УО, 2005. 216 с.

8. Мозберг Р.К. Материаловедение. Таллин: "Валгус", 1988. 588 с.

УДК 669.14.18.296

И.Н. Росляков (Курский институт государственной и муниципальной службы) E-mail: svesla@Kursknet.ru

### Механизм и особенности образования диффузионного слоя при науглероживании с применением термоциклирования для стали 18ХГТ

Исследовано влияние термоциклирования при нитроцементации стали 18ХГТ в пастообразном карбюризаторе повышенной науглероживающей способности. Представлены расчеты скорости роста диффузионного слоя при неизотермическом насыщении. Показано, что диффузия углерода в сталь заметно интенсифицируется в результате приведения кристаллической решетки железа в неравновесное состояние.

*Ключевые слова:* термоциклирование, нитроцементация, карбюризатор, диффузионный слой, неизотермический.

The effect of thermocycling during nitrocarburizing of steel  $18X\Gamma T$  in paste-like karburizer is investigated. Calculations of growth speed of diffusion layer on the chosen kind of steel nonisothermic saturation are shown. Also shown that the diffusion of carbon into the steel is noticeably intensified as a result of bringing the crystal lattice of iron in to the non-equilibrium state.

Keywords: thermocycling, nitrocarburizing, karburizer, diffusion layer, nonisothermic.

Известно, что ускорить процесс диффузионного насыщения стали углеродом, как, впрочем, и другими элементами, можно путем перевода кристаллической структуры железа в неравновесное состояние, что может быть достигнуто термоциклированием [1, 2]. Однако большинство результатов исследований, проведенных в этом направлении, весьма противоречивы и не дают ясного представления о влиянии изменения структурного состояния стали на диффузионные процессы в ней. Для исследования влияния переменных температурно-временных параметров на результаты цементации стали 18ХГТ была проведена серия экспериментов с использованием сажевого пастообразного карбюризатора состава, % мас.: сажа газовая — 70; углекислый барий — 15; железосинеродистый калий — 15. В качестве жидкой составляющей использовали клей КМЦ.

На образцы наносили пасту, высушивали и упаковывали их в небольшие контейнеры (массой ~ 0,1 кг)



Рис. 1. Схема проведения нитроцементации с термоциклированием

для снижения инерционности нагрева, пустые места в контейнерах заполняли измельченным древесно-угольным карбюризатором.

Нитроцементацию стали 18ХГТ проводили в двух электропечах по схеме, представленной на рис. 1.

Выбор режимов термоциклирования основывался на следующих предпосылках. Циклирование в интервале температур выше точек  $A_3$  и  $A_1(t_3 - t_2)$  может привести к воздействию на диффузию углерода  $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращений железа. Циклирование с понижением температуры ниже точки  $A_1(t_1 - t_2)$  должно приводить к воздействию на диффузионные процессы как полиморфного, так и эвтектоидного превращения в районе температур распада аустенита (~ 600 °C).

Результаты термоциклической обработки стали 18ХГТ приведены в таблице.

Как видно из результатов эксперимента, термоциклирование при нитроцементации хромомарганцевой стали приводит к заметному увеличению скорости насыщения ее поверхностного слоя. Однако при использовании термоциклирования карбидная зона образуется в глубине диффузионного слоя, в отличие от изотермического насыщения, когда карбидная зона образуется на самой поверхности диффузионного слоя.

Используя экспериментальные данные, была предпринята попытка оценить с помощью расчетов скорость роста диффузионного слоя в неизотермических условиях. Распределение углерода в диффузионном слое для одного цикла обработки рассчитывали по уравнению [3]:

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial C}{\partial x} \right)$$

где C – концентрация углерода;  $\tau$  – время; x – расстояние от поверхности; D – коэффициент диффузии.

Начальные и граничные условия для расчетов были приняты следующие:

$$C(x, 0) = C_0;$$

$$C(0, \tau) = C_n \text{ или } -D\frac{\partial C}{\partial x} = \alpha(C_n - C(0, \tau));$$

$$C(\infty, \tau) = C_0 \text{ или } \frac{\partial C(R, \alpha)}{\partial x} = 0,$$

где  $C_0$  – начальная концентрация углерода;  $C_n$  – концентрация углерода в слое;  $\alpha$  – коэффициент массообмена на поверхности ( $\alpha$  = 1,5·10<sup>-7</sup> см/с); R – характерный размер образца.

Задачу решали методом конечных разностей по специально разработанной программе. Приближен-

	Высокий нагрев	Высокий нагрев         Низкий нагрев         Число циклов         Толщина иффузионного слоя, мм         Скорост насыщени мм/ч           °C         Время, ч         Температура, °C         Время, ч         Время, ч         Скорост ими ми/ч         Скорост ими ми/ч			Толшина	лщина Скорость		
Номер режима	Температура, °С			насыщения, мм/ч	Характеристика диффузионного слоя			
1	870	2	_	_	1	0,56	0,28	Мелкие карбиды (12 мкм) на поверхности
2	870	0,5	700	0,5	2	0,90	0,45	Мелкие карбиды по всей глубине диффузионного слоя
3	920	0,25	650	0,25	4	1,27	0,63	Карбиды средних размеров (3,55 мкм), содержание 30 %, в глубине (до 1 мм) диффузионного слоя
При	Примечание. Общая продолжительность обработки – 2 ч.							

Влияние режимов нитроцементации стали 18ХГТ на глубину диффузионного слоя



Рис. 2. Численный расчет распределения углерода по глубине слоя при термоциклических режимах: 1–3 – номер режима (см. таблицу)

ные расчеты проводили с использованием известного уравнения диффузии для случая полубесконечного тела без учета низкотемпературного цикла (псевдо-изотермический режим) по уравнению [3].

Для нелегированного ү-железа концентрационная зависимость коэффициента диффузии выражается уравнением

$$D(C) = (0,07 + 0,06\% C) \exp(-140/RT).$$

По значениям  $C_n$ , которые принимались равными 1,1...1,5 (в зависимости от температуры), рассчитывали распределение углерода по глубине цементованного слоя. Результаты расчетов представлены на рис. 2.

Хорошая сходимость с экспериментальными данными (рис. 2, кривая 3), полученная при среднем коэффициенте диффузии 2,5...10 см/с, позволяет видеть, что при термоциклировании коэффициент диффузии углерода значительно выше (в  $\approx$ 5 раз), чем при стационарном режиме.

Таким образом, по результатам численных расчетов, хотя и проведенных с некоторыми допущениями, можно заключить, что термоциклирование при насыщении стали углеродом способствует существенной интенсификации процесса диффузии.

Разработанный способ численных расчетов, хотя и пренебрегает диффузией вне аустенитной области, все же может служить моделью сложных процессов с переменной температурой и углеродным потенциалом. Однако трудно утверждать, что подобная модель пригодна для прогнозирования распределения углерода при различных режимах термоциклирования, так как термоциклирование приводит к неожиданным эффектам, которые трудно учесть априори.

Механизм ускорения диффузии углерода (как и других элементов) в стали при термоциклировании, по-видимому, включает три аспекта, связанных с

приведением кристаллической решетки железа в неравновесное состояние.

Во-первых, в процессе фазовых превращений в стали происходит перестройка кристаллической решетки, вызывающая интенсивное генерирование точечных и линейных дефектов. Вокруг этих дефектов создаются локальные поля внутренних напряжений, притягивающие атомы внедряемых элементов. Кроме того, в результате фазовых превращений возникают внутренние напряжения, связанные с фазовой дилатацией при аллотропических переходах, которые интенсифицируют процессы диффузии.

Во-вторых, одновременно с созданием внутренних напряжений в дефектных местах кристаллической решетки при многократных фазовых превращениях происходит существенное измельчение зерен стали, в результате чего суммарная граничная поверхность поликристаллов многократно возрастает. При этом на граничной прослойке диффузия атомов происходит быстрее из-за более "рыхлой" решетки. В работе [4] показана преимущественная диффузия примесей внедрения по высокоугловым границам, которые, как известно, содержат высокую концентрацию вакансий и нарушение периодичности решетки из-за скопления зернограничных дислокаций.

В-третьих, повышенная концентрация дефектов, измельчение блоков и образование гетерофазной субструктуры приводит не только к увеличению подвижности атомов в неплотной решетке растворителя, но и уменьшает энергию активации диффузии атомов насыщающего элемента. Например, энергия активации диффузии атомов углерода в процессе распада аустенита в ферритно-цементитную смесь составляет 18...20 ккал/моль в гомогенном аустените [4].

#### Вывод

Таким образом, изменяя температурно-временные условия насыщения, можно значительно ускорить процессы цементации и нитроцементации деталей из низколегированных конструкционных сталей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Федкжин В.К. Метод термоциклической обработки. Л.: ЛГУ, 1984. 194 с.

2. Колмыков В.И., Росляков И.Н., Летова О.В. Особенности формирования графитсодержащих диффузионных слоев при двухступенчатой нитроцементации конструкционных сталей // Технология металлов. 2008. № 11. С. 22–24.

3. Росляков И.Н., Колмыков В.И. Термодинамические условия образования поверхностных карбидных слоев при науглероживании хромомарганцевых сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 4. С. 3–5.

4. Колмыков В.И., Росляков И.Н. Низкотемпературная нитроцементация как способ повышения эксплуатационных деталей восстановленных железнением // Автомобильная промышленность. 2009. № 4. С. 27–28.



# МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

УДК 621.793

М.А. Белоцерковский, В.И. Жорник, В.А. Кукареко (Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск), А.И. Камко (Гомельский завод литья и нормалей) E-mail: zhornik@inmash.bas-net.by

## Трибологическое модифицирование металлических покрытий в процессе приработки и эксплуатации в узлах трения

Показана возможность повышения триботехнических свойств покрытий деталей узлов трения, работающих при больших удельных нагрузках. Повышение достигается путем трибологического модифицирования поверхностей трения в процессе приработки со смазкой, содержащей наноразмерные модификаторы.

*Ключевые слова:* металлизационные покрытия, приработка, трибологическое модифицирование, смазка с наноразмерными добавками.

The possibility of the improving the tribological properties of coating on friction units under high loads is shown. The improvement is achieved by tribological modifying of friction surface during the wear-in with lubrication, containing nanosized modifiers.

Keywords: metallizing coatings, wear-in, tribological modifying, lubrication with nanosized additives.

#### Введение

Большинство существующих подходов к разработке технологий инженерии поверхностей основаны на получении заданных химического и фазового составов, а также структуры в исходном, обычно стабильном состоянии (до эксплуатации). При этом не учитывается эволюция структурно-фазового состояния поверхностного слоя детали под влиянием внешних и внутренних воздействий, имеющая место в реальных условиях эксплуатации. Между тем учет этих факторов позволяет разрабатывать более экономичные и эффективные методы и способы восстановления упрочнения быстроизнашиваемых деталей машин.

Данная работа посвящена разработке и исследованию методов, в которых используются деформационные структурно-фазовые превращения и метастабильные состояния, обеспечивающие комплексное улучшение физико-механических и эксплуатационных свойств покрытий, нанесенных на детали узлов трения скольжения. Основной особенностью технологий является протекание определенных фазовых превращений и структурных изменений в поверхностных слоях не на стадии нанесения покрытий и упрочняющих обработок, а в основном на начальной стадии эксплуатации. Цель исследований — изучение возможности повышения качества деталей узлов трения, эксплуатирующихся в условиях высоких удельных нагрузок, путем обеспечения в процессе работы сопряжений протекания деформационных фазово-структурных превращений в поверхностных слоях.

#### Материалы и методики исследований

Для формирования покрытий были использованы методы газопламенного проволочного распыления и гиперзвуковой металлизации [1], а также способ деформационного плакирования гибким инструментом [2]. Оборудование для нанесения покрытий разработано в ОИМ НАН Беларуси [3, 4].

Распыляли проволоки из сталей мартенситного (сталь 40Х13) и аустенитного (сталь 12Х18Н10Т) классов. Для модифицирования покрытий в процессе трибомеханического взаимодействия использовали пластичную комплексную литиевую смазку ИТМОЛ-150Н с алмазосодержащим пакетом присадок УДАГ, а также смазку И-20А, наполненную шихтой алмазосодержащей ША (ТУ РБ 100056180.003–2003) или алмазографитовой смесью УДА-ГО-СП (ТУ РБ 28619119.001–95). Все используемые модификаторы имеют идентичный состав и морфологию (рис. 1). Концентрация УДА-ГО в смазке составляла 1 % мас.



**Рис. 1. Структурное состояние и морфология порошка УДАГ:** *a* – фрагмент рентгеновской дифрактограммы (Со-К<sub>α</sub>) порошка УДАГ, содержащего наноразмерные частицы графита и алмаза; *б* – частицы наноалмазов; *в* – кластеры; *г* – конгломераты (×2500)

Исследование фазовых и структурных превращений в поверхностных слоях покрытий проводили с помощью рентгеноструктурного анализа (ДРОН-3,0). Триботехнические испытания покрытий проводили в условиях граничного трения при номинальных давлениях 10...100 МПа по схеме возвратно-поступательного движения контактирующих тел при средней скорости взаимного перемещения 0,1 м/с. Контртело – сталь У8 (HV = 7800...8000 МПа). Испытания при давлениях 10...30 МПа осуществляли на трибометре АТВП, а также на стенде, имитирующем условия работы шарнирных подшипников. При испытаниях с удельными нагрузками 50...100 МПа использовали трибометр МТВП-9М.

#### Трибомодифицирование покрытий, полученных деформационным плакированием

Для исследования особенностей структурных и фазовых превращений в поверхностях трения в присутствии модифицированной наноразмерными алмазами смазки были проведены триботехнические испытания модельных пар трения сталь 45-сталь 45 и медь М1-сталь 45. Установлено, что в результате трибовзаимодействия существенно возрастает микротвердость поверхностного слоя отожженной стали (в 1,5...1,8 раза) и меди (в 2,3...2,4 раза), и увеличивается ширина дифракционных линий от матричной α-фазы (табл. 1). Это указывает на повышение плотности дислокаций в поверхностных слоях в результате их интенсивной пластической деформации в процессе фрикционного взаимодействия. Фактически в процессе испытаний со смазкой, модифицированной наноразмерной алмазографитовой шихтой, в поверхностном слое формируется ячеистая субструктура, характеризующаяся размером субзерен ≤100 нм (рис. 2).

Образование в поверхностях трения наноразмерной субзеренной структуры вследствие присущих ей чрезвычайно высоких пластических свойств приводит к эффективному поглощению энергии фрикционного взаимодействия при трении и облегчает приработку контактирующего сопряжения. Предположено, что эффективное измельчение формирующейся в

Таблица 1

Материал, исходная микротвердость <i>Н</i> <sub>µ</sub> , МПа	Контактные давления, МПа	Смазка	Микротвердость <i>Н</i> <sub>µ</sub> , МПа	Размер субзерна <i>D</i> , мкм
Сталь 45 (отжиг), 1800 —	10	Литол-24	2350	0,13
	10	Литол-24+1 % УДАГ	2700	0,1
	20	То же	2950	0,09
	30	_"_	3300	0,06
Медь М1, 650	10	Литол-24	1200	0,09
	10	Литол-24+1 % УДАГ	1500	0,08
	20	То же	1600	0,06

Размер субзерна и значения микротвердости образцов после различных режимов триботехнических испытаний



Рис. 2. Микроструктура поверхности трения отожженной стали 45 (*a*) (p = 20 МПа) и меди М1 ( $\delta$ ) (p = 10 МПа) после испытаний со смазкой Литол-24 + УДАГ



Рис. 3. Экспериментальные зависимости толщины медного покрытия h от числа проходов щетки n и соотношения скоростей вращения детали и щетки  $v_n/v_m$ 

поверхностях трения субзеренной структуры при использовании смазки, модифицированной УДАГ, способствует повышению триботехнических свойств подобных фрикционных сопряжений.

Для формирования тонких покрытий из меди использовали технологию деформационного плакирования вращающейся металлической щеткой. В ходе исследований по отработке режимов формирования тонких металлических покрытий было установлено, что технологические параметры процесса обработки (скорость скольжения щетки по поверхности обрабатываемой детали, число оборотов детали, величина натяга) и конструктивные параметры щетки (диаметр щетки, длина и плотность набивки ворса) определяются, в основном, составом наносимого материала, а также исходным состоянием материала основы, и, следовательно, могут варьироваться в достаточно широких пределах (рис. 3).

Были выбраны оптимальные режимы формирования медного покрытия толщиной 3...5 мкм. В частности, при использовании шетки диаметром 180...200 мм, шириной 20 мм, с толщиной и вылетом ворса 0,25 и 30 мм соответственно рекомендовано величину натяга щетки устанавливать в пределах 0,8...1,1 мм, число проходов – 5...7, соотношение линейных скоростей вращения детали и щетки – 0,013...0,017, скорость осевой подачи щетки – 0,25...0,50 мм/об.

Экспериментальным путем установлено (табл. 2), что композиционное покрытие, состоящее из нанесенного деформационным плакированием медного слоя, модифицированного в процессе трибомеханического воздействия в присутствии комплексной литиевой смазки ИТМОЛ-150H с алмазосодержащим пакетом присадок, имеет минимальные значения исследуемых параметров. При этом маслоемкость поверхности образца с медным покрытием на 13...15 % больше, чем маслоемкость поверхности образца без покрытия.

Комбинированная технология деформационного плакирования с трибомодифицированием обеспечивает повышение долговечности сопряжений при удельных нагрузках не более 35 МПа. Для более нагруженных узлов было предложено использовать

Таблица 2

Результаты стендовых испытаний								
Покрытие	Момент сопротивления проворачиванию, Н·м	Коэффициент трения	Температура вблизи зоны трения, К	Линейный износ, мкм				
Без покрытия (смазка Литол-24)	110130	0,150,18	335355	6085				
Поликарбонат (газопламенное напыление)	7590	0,110,13	315325	2535				
Медное покрытие + смазка с наноалмазами	4555	0,070,10	300315	1218				

комбинацию технологий нанесения стальных покрытий распылением проволок с последующим трибомодифицированием.

# Трибомодифицирование газотермических покрытий

Ранее было установлено [5], что для обеспечения формирования в структуре стального напыленного покрытия метастабильного аустенита, имеющего низкую температуру протекания деформационного γ→α-превращения, соответствующую температурам эксплуатации узлов трения скольжения (270...320 К), необходимо покрытия из проволочных сталей мартенситного класса нагревать и распылять струей газо-кислородного факела, т.е. использовать метод газопламенного проволочного напыления. Для получения того же эффекта при нанесении покрытий из проволочных сталей аустенитного класса необходимо использовать плавление в электрической дуге и распыление сверхзвуковым потоком продуктов сгорания пропановоздушной смеси (метод активированной или гиперзвуковой металлизации).

Триботехнические испытания показали, что в присутствии немодифицированной смазки И-20А коэффициент трения сопряжений "покрытие—сталь У8" на начальных стадиях испытаний составлял 0,11...0,12 и снижался вследствие приработки до 0,095 для покрытий из стали 12Х18Н10Т после пути трения 2000 м и до 0,090 для покрытий из стали 40Х13 после пути трения 1600 м. Добавка 1 % мас. наноразмерного алмазографитового модификатора в смазку сопровож-



Рис. 4. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (Со-К<sub> $\alpha$ </sub>) поверхностных слоев газотермических покрытий из стали 40Х13 после триботехнических испытаний (трение в среде смазочного материала И-20А, контртело – сталь У8): a – исходное состояние,  $H_{\mu}$  = 2000 МПа;  $\delta$  – p = 10 МПа,  $H_{\mu}$  = 5100 МПа;  $\beta$  – p =

= 20 MII,  $H_{\mu}$  = 5500 MII; e - p = 25 MII,  $H_{\mu}$  = 5600 MII

Значения микротвердости и содержание остаточного аустенита в поверхностных слоях покрытия из стали 12X18H10T после трения по различным режимам

Таблица З

Контактные давления, МПа	Смазка	<i>Н</i> <sub>µ</sub> , МПа	<i>V</i> <sub>γ</sub> , % οб.
Механическое шлифование	_	3300	88
10	И-20А	5000	80
20	То же	5300	75
30	_"_	5300	60
50	И-20А – задир	3500	85
50	И-20А + 1 % УДАГ	5300	55
100	И-20А + 1 % УДАГ	5500	60

далась интенсификацией процесса приработки. После пути трения 2000 м коэффициент трения для покрытий из стали 12Х18Н10Т составлял 0,085, а для покрытий из стали 40Х13 — 0,075. В процессе фрикционного взаимодействия в поверхностных слоях покрытий происходили  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации.

Результаты анализа дифрактограмм свидетельствуют о том, что по мере увеличения удельной нагрузки при испытаниях наблюдается постепенное увеличение содержания в поверхностном слое газотермического покрытия α-фазы (до 35...40 % об.) и соответ-

> ствующее снижение концентрации аустенита (рис. 4, табл. 3). Микротвердость поверхностного слоя возрастала более чем в 2 раза.

> Анализ данных, приведенных на рис. 5, показывает, что скорость скольжения в процессе приработки покрытий из сталей аустенитного класса в модифицированной смазке не должна превышать 1,0 м/с, а удельная нагрузка должна быть не более 40 МПа.

> Испытания при высоких контактных давлениях (> 50 МПа) показали, что в немодифицированной смазке И-20А регистрируется задир с переходом в стадию катастрофического изнашивания (рис. 6, *a*). При испытаниях в модифицированной смазке покрытие из стали 12X18H10T сохраняет работоспособность при давлениях до



Рис. 5. Влияние скорости скольжения в процессе приработки покрытий из стали 12X18H10T на интенсивность изнашивания:

1 - p = 35 MПa; 2 - p = 40 МПa; 3 - p = 41 МПa





100 МПа. Очевидно, что в поверхностном слое покрытия при трении в среде смазки с наноразмерными частицами интенсифицируются процессы приработки, сопровождающиеся мартенситным γ→α-превращением и формированием прослоек с наноразмерной фрагментированной субструктурой, обеспечивающей высокое сопротивление зарождению и распространению микротрещин при фрикционном взаимодействии.

#### Заключение

Показано, что модифицирование смазочного материала добавками наноразмерных алмазографитных частиц приводит к существенному ускорению приработки элементов трибосопряжений. Предложенные технологии, сочетающие методы формирования покрытий и последующего трибомодифицирования, позволяют повысить работоспособность и долговечность деталей узлов трения скольжения, эксплуатирующихся при повышенных нагрузках. Задиростойкость трибосопряжений, содержащих приработанные в среде модифицированной смазки элементы из проволочных газотермических покрытий с метастабильной структурой, возрастает в 3–4 раза.

Технология, включающая комбинацию методов деформационного плакирования и трибомодифицирования, может быть рекомендована для узлов трения скольжения при удельных нагрузках 20...30 МПа. Технология изготовления или восстановления деталей узлов трения скольжения, использующая газотермическое напыление стальных покрытий с последующим трибомодифицированием, позволяет расширить диапазон рабочих удельных нагрузок до 100 МПа.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Белоцерковский М.А., Прядко А.С. Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 12. С. 17–23.

2. Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Зольников В.Г. Повышение эксплуатационных свойств трибосопряжений нанесением покрытий металлическими щетками // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2005. № 1. С. 67–72.

3. Белоцерковский М.А. Оборудование для активированного газопламенного напыления защитных износостойких покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 3. С. 45–48.

4. Белоцерковский М.А., Прядко А.С., Черепко А.Е. Технологические особенности и области использования гиперзвуковой металлизации // Инновации в машиностроении: сб. науч. тр. (Минск, 30–31 октября 2008 г.) Минск: ОИМ НАН Беларуси, 2008. С. 479–484.

5. Белоцерковский М.А. Структурные аномалии в стальных газотермических покрытиях и возможности их использования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 10. С. 39–44.



# обработка комбинированными Методами

УДК 621.785.532

К.Н. Рамазанов, В.В. Будилов, Р.К. Вафин (Уфимский государственный авиационный технический университет) E-mail: vipt127@mail.rb.ru

# Азотирование быстрорежущей стали Р6М5 в тлеющем разряде с наложением магнитного поля

Рассмотрен способ азотирования в тлеющем разряде с наложением магнитного поля при различном положении образца относительно магнитных силовых линий. Определено влияние магнитного поля на структурно-фазовый состав и поверхностную микротвердость образцов из стали P6M5.

**Ключевые слова:** ионное азотирование, тлеющий разряд, магнитное поле, плазма, интенсификация ионно-плазменного азотирования.

Nitriding in glow discharge using of magnetic field in various settings of the sample concerning the magnetic field lines are performed. The influence of the magnetic field on the structural-phase composition and surface microhardness of specimens of steel P6M5 is analyzed.

Keywords: ion nitriding, glow discharge, magnetic field, plasma, intensification of ion-plasma nitriding.

#### Введение

Известно, что одной из основных причин низкого ресурса режущего инструмента является износ его рабочих поверхностей [1]. Для повышения износостойкости применяют различные методы упрочнения, направленные на изменение физико-химических и механических свойств поверхностного слоя. Одним из наиболее перспективных методов упрочнения является ионное азотирование в тлеющем разряде [2].

Азотирование в тлеющем разряде обладает целым рядом преимуществ по сравнению с газовым. К ним следует отнести существенно меньшую продолжительность технологического цикла, высокую управляемость и стабильность конечных показателей обработки [2]. Длительность процесса ионного азотирования составляет 6...12 ч, в течение которого формируется модифицированный слой порядка 100...500 мкм [3]. Для интенсификации диффузионных процессов и химических реакций было предложено использовать азотирование в тлеющем разряде с магнитным полем.

Ионному азотированию инструментальных материалов в литературе уделяется большое внимание, однако практически отсутствуют публикации о структуре и свойствах инструментальных сталей, прошедших азотирование в тлеющем разряде с магнитным полем. В связи с этим целью данной работы является исследование влияния магнитного поля на структурнофазовый состав и микротвердость инструментальной стали P6M5.

#### Методика проведения исследований

Исследования проводили на установке ЭЛУ-5 в пульсирующей плазме тлеющего разряда с частотой 50 Гц и скважностью 80 %. В качестве рабочего газа использовали смесь: (75 %) азота, (20 %) аргона и (5 %) ацетилена. Образцы из инструментальной стали P6M5 подвергали предварительной термообработке (температура отпуска 600 °C).

Азотирование осуществляли в тлеющем разряде с неоднородным магнитным полем (индукция магнитного поля изменялась от 0,01 до 0,03 Тл). За счет энергии ионов газа, бомбардирующих поверхность, детали нагреваются до температуры азотирования при одновременной диффузии ионов азота в обрабатываемую поверхность [3]. Рабочая температура 490...510 °C достигается за 2...3 мин, причем скорость нагрева определяется соотношением площади поверхности и массы деталей.

Микротвердость поверхности измеряли на микротвердомере MicroMet 5101 при нагрузке 0,49 Н. Рентгеноструктурные исследования проводили с помощью дифрактометра ДРОН-4-07 и Shimadzu XRD, исследование микроструктуры упрочненного слоя – с 500

400

4.5

150

1

2

3





Рис. 1. Схема ионного азотирования в магнитном поле:

1 – источник питания; 2 – катод; 3 – анод; 4 – устройство газонапуска; 5 – магнит; 6 – образец № 1; 7 – образец № 2

помощью растрового электронного микроскопа JSM 6390 (JEOL). При подготовке образцов в качестве травителя применяли 4%-й раствор азотной кислоты в спирте. Режимы ионного азотирования назначали в соответствии с рекомендациями [2-6].

Принципиальная схема проведения эксперимента изображена на рис. 1.

#### Результаты исследований и их обсуждение

Визуальный контроль процесса показал наличие интенсивного свечения плазмы в зоне расположения образца № 2, а также слабосветящейся области (тороидальной формы), в которой расположен образец № 1. Подобное поведение плазмы объясняется неоднородностью магнитного поля [7].

Результаты замеров микротвердости поверхности приведены в таблице. Анализ результатов показал, что ионное азотирование в магнитном поле привело к значительному увеличению микротвердости в 6...6,5 раз, что обусловлено формированием в приповерхностном слое нитридных фаз [3]. Установлено,

Режимы ионного азотирования Микротвердость, МПа Номер t. °C до азотироваобразца после р, Па *U*, B *I*, A τ.ч (±20) ния азотирования 19730

500

3330

21570

3330

0.3

Микротвердость азотированного слоя

что максимальная микротвердость формируется на поверхности образца № 2. Это объясняется более высоким процентным содержанием азота в є-фазе [3], вследствие расположения его в зоне повышенной напряженности магнитного поля [7]. Микротвердость поверхности образца № 3, расположенного вне магнитного поля, не изменилась.

Известно [1], что структура азотированного слоя на легированных сталях формируется по той же схеме, что и на чистом железе. Различие заключается лишь в том, что азот, помимо железа, взаимодействует с другими легирующими элементами стали Р6М5, образуя субмикрокристаллические нитриды, не различимые при металлографическом анализе (рис. 2, б).

Исходная структура стали Р6М5 после предварительной термообработки (улучшение) представляет собой распределенные карбиды (20...22 %) в сорбитообразном перлите (легированный феррит и карбиды  $M_7C_3$ ) [1]. В структуре также присутствует сложная эвтектика, напоминающая ледебурит, которая расположена по границам зерен [8].

Анализ микроструктуры образцов № 1 и 2 после обработки (рис. 2, 3) показал наличие двух зон, между которыми отсутствует четкая граница:

- I зона представляет собой сплошной слой нитридов железа и легирующих элементов толщиной 10...15 мкм, который на фотографиях микроструктуры выглядит почти бесструктурным (рис. 2, *a*);



50 мкм

Рис. 2. Микроструктура образца № 1 (зоны: І – нитридная; ІІ – диффузионная):  $a - (\times 1300); \delta - (\times 4000)$ 

Рис. 3. Микроструктура образца № 2: I – нитридная зона; II – диффузионная зона

— ІІ зона, диффузионная область, представляет собой азотистый феррит с карбидными и мелкодисперсными нитридными включениями (рис. 2, б). Нитридообразующие элементы V, Мо и Сг затрудняют диффузию азота и уменьшают толщину азотированного слоя, увеличивая при этом микротвердость поверхности [3].

Известно, что выделяющиеся карбиды (Fe<sub>3</sub>C, Fe<sub>3</sub>C<sub>2</sub>) устойчивы против значительного развития коагуляции, что обуславливает сохранение требуемой твердости и предельно возможной теплостойкости [8]. Основной карбидной фазой является цементит (Fe<sub>3</sub>C), частицы которого имеют глобулярную форму диаметром не более 3 мкм (рис. 2, *a*). Характер распределения частиц неоднородный, в виде полос толщиной 5...10 мкм (рис. 3). Карбидная неоднородность заключается в неравномерном распределении и неодинаковой форме расположения избыточных карбидов в структуре [1].

Сравнивая толщину нитридного слоя образцов № 1 (10...15 мкм) и № 2 (90...100 мкм), можно сделать вывод, что процессы диффузионного насыщения в зоне повышенной напряженности магнитного поля протекают более интенсивно, что обусловлено увеличением числа актов ионизации, вследствие замагничивания электронов [7].

Для определения фазового состава поверхности проведены рентгеноструктурные исследования.

На дифрактограммах (рис. 4,  $\delta$ , e) поверхности образцов после ионного азотирования обнаружены рефлексы  $\varepsilon$ -фазы Fe<sub>3</sub>N, нитридов легирующих элементов (CrN, Cr<sub>2</sub>N, Mo<sub>5</sub>N<sub>6</sub>, WN, WN<sub>2</sub>) и карбидов железа (Fe<sub>5</sub>C<sub>2</sub>, Fe<sub>3</sub>C). Нитриды железа обладают большей теплоемкостью по сравнению с железом, при этом создаются благоприятные условия для предотвращения температурных вспышек на поверхности инструмента [2]. Высокая твердость поверхности инструмента, не изменяющаяся при нагреве до 500 °C, определяется наличием нитридов хрома (CrN, Cr<sub>2</sub>N), а износостойкость и низкая склонность к задирам – нитридами вольфрама и молибдена (WN, WN<sub>2</sub>, Mo<sub>5</sub>N<sub>6</sub>) [1].

Анализ дифрактограмм показал значительное уширение и снижение интенсивности пиков  $\alpha$ -железа (рис. 4, *a*, *б*). Трансформация дифракционных линий указывает на уменьшение объемного содержания и эффективного размера частиц  $\alpha$ -фазы, а также на увеличение сжимающих остаточных напряжений в поверхностном слое, что приводит к повышению износостойкости инструмента.



Рис. 4. Дифрактограммы образцов: a - № 1; 6 - № 2; 6 - № 3

#### Выводы

1. Разработан способ азотирования в тлеющем разряде с наложением магнитного поля, который по-

зволяет проводить модифицирование поверхности инструментальных сталей и обеспечить высокую кинетическую эффективность процесса насыщения.

2. Установлено, что на поверхности образцов после обработки формируется сплошной слой нитридов, состоящий из нитридов железа и легирующих элементов (Fe<sub>3</sub>N, CrN, Cr<sub>2</sub>N, Mo<sub>5</sub>N<sub>6</sub>, WN, WN<sub>2</sub>), а также диффузионной области, которая представляет собой азотистый феррит с карбидными и мелкодисперсными нитридными включениями.

3. Установлено, что в результате ионного азотирования на поверхности образцов происходит значительное увеличение микротвердости в 5,5...6,5 раз, при этом максимальная микротвердость поверхности и толщина нитридного слоя выявлены в области повышенной напряженности магнитного поля.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с. 2. Пастух И.М. Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде. Харьков: Изд-во ННЦ ХФТИ, 2006. 364 с.

3. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г-Й., Бемер З. Теория и технология азотирования. М.: Металлургия, 1991. 320 с.

4. **Чаттерджи-Фишер Р.** и др. Азотирование и карбонитрирование. М.: Металлургия, 1990. 280 с.

5. **Рамазанов К.Н.** Ионное азотирование деталей ГТД в тлеющем разряде с полым катодом // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 9. С. 47–51.

6. Будилов В.В., Агзамов Р.Д., Рамазанов К.Н. Технология ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом // МиТОМ. 2007. № 7. С. 25–29.

7. Плетнев С.В. Магнитное поле, свойства, применение: научное и учебно-методическое справочное пособие. СПб.: Гуманистика, 2004. 624 с.

8. Хайретдинов Э.Ф., Бикбулатова В.З., Павлинич С.П. Инструментальные материалы и покрытия для штампов холодного деформирования: учеб. пособие. Уфа: УГАТУ, 1997. 200 с.

Классификация лакокрасочных покрытий, стойких в особых средах							
Ϊîêðûòèå	Ñðåäà èëè âî çäåéñòâóþ ù èé ô àêòî ð	Î áî çí à÷áí èå óñëî âèé ýêñï ëóàòàöèè					
	Ì î ðñêàÿ, ï ðåñí àÿ âî äà è åå ï àðû	4					
Âî äî ñòî éêî å	Ϊ ðåñí àÿ âî äà è åå ï àðû	4/1					
	Ìîðñêàÿâîäà	4/2					
Ñï åöèàëüí î å	Đảí òãảí î âñêèả è äðóãèå âèäû èçëó÷åí èé, ãëóáî êèé õî ëî ä, î òêðû òî å ï ëàì ÿ, áèî ëî ãè÷åñêèå âî çäåéñò- âèÿ è äð.	5					
Ì àñëî áåí çî ñòî éêî å	Ì èí åðàëüí û å ì àñëà è ñì àçêè, áåí çèí , êåðî ñèí è äðóæàá í åô òåï ðî äóêòû	6					
Ì àñëî ñòî éêî å	Ì èí åðàëüí û å ì àñëà è ñì àçêè	6/1					
Áåí çî ñòî éêî å	Áåíçèí,êåðîñèí è äðóãèåíåôòåïðîäóêòû	6/2					
	Đàçëè÷í û å õèì è÷åñêèå ðåàãåí òû	7					
Õèìè÷åñêè ñòî éêî å	Àỡðåññèâí û å ãàçû , ï àðû è æèäêî ñòè	7/1					
	Đàñòâî đủ êèñëî ò	7/2					
	Đàñòâî đû ù åëî ÷åé	7/3					
Òåðì î ñòî éêî å	Ϊ î âûøåí í àÿ òåì ï åðàòóðà (60 – 500 °Ñ)	8					
Ýëåêòðî èçî ëÿöèî í í î å	Ý ëåêòðè ÷åñêèé òî ê, êî ðî í í û å è ï î âåðõí î ñòí û å ðàçðÿäû	9					

# ÑÏ ÐÀÂÎ ×Í Û Å Ì ÀÒÅÐÈÀËÛ



# КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

УДК 620.18

С.А. Зайдес, Н.В. Рудых (Иркутский государственный технический университет) E-mail: zsa@istu.irk.ru

# Разработка программного комплекса для расчета деформированного состояния изделий микроструктурным методом

Разработан программный комплекс, использующий микроструктурный метод для исследования металлографического изображения. Приведена методика оценки деформированного состояния поверхности детали по искажению металлографических изображений зерен.

**Ключевые слова:** микроструктурный метод, металлографическое изображение, деформированное состояние.

The software complex is developed which uses a microstructural methods for metallographic image exploration. Some research for estimation of a tensely deformed metall details in concern of the deformation of metallographic image of grains is represented.

Keywords: microstructure procedure, metallographic image, deformed condition.

С развитием вычислительной техники успешно решаются задачи наблюдения, оценки и анализа микроструктуры металлов и сплавов. В работе [1] показано, что такой анализ весьма эффективен, так как приносит обширную информацию о структуре и свойствах металлов при минимальной затрате времени и труда.

В Иркутском государственном техническом университете разработан программный комплекс "Металлография 1.0" для анализа металлографических изображений упрочненных слоев металлических изделий. Данный комплекс содержит базу стандартных эталонных изображений микроструктуры различных материалов для изучения учебного курса соответствующих дисциплин студентами университета.

Основной целью создания программы "Металлография 1.0" явились исследования напряженного и деформированного состояния поверхностного слоя по искаженному металлографическому изображению по методике, описанной в [2].

Методика основана на микроструктурных измерениях длины зерна металлической поверхности. Микроструктурные измерения устанавливают взаимные смещения отдельных характерных точек микрошлифа (расположенных, например, на границах зерен), а последующая математическая обработка результатов позволяет достаточно точно рассчитать направление главных осей деформированного состояния частицы, величины отдельных компонентов деформации, а также вид и интенсивность ее деформированного состояния. Такие измерения вручную проводить нецелесообразно и затруднительно, поэтому создание компьютерного комплекса, который за короткое время обрабатывает большие массивы данных, явилось на сегодняшний день актуальной задачей.

В программу вводили изображения микроструктуры деформированных и недеформированных образцов, подвергнутых сжатию и растяжению. Исследования на осаживание проводили на цилиндрических образцах высотой 30 мм и диаметром 20 мм. На боковой поверхности образца изготавливали микрошлиф и на цифровую камеру фиксировали его исходное микроструктурное изображение (рис. 1).

После осадки образца вновь фиксировали изображение микрошлифа на цифровую камеру (рис. 2).

Полученные микроструктурные изображения подвергали анализу с помощью разработанного комплекса "Металлография 1.0".

На рис. 3 показано окно программы с рассчитанными главными компонентами и инвариантами малой деформации.

В правом окне программы рассчитаны главные компоненты и инвариант малой деформации:

 $\varepsilon_a$  — относительная деформация диаметра зерна микроструктуры в направлении, параллельном координатной оси *ох*, т.е.  $\varepsilon_{xx}$ ;



Рис. 1. Микроструктура недеформируемой стали 45

 $\varepsilon_b$  — относительная деформация диаметра зерна микроструктуры в направлении, параллельном координатной оси *оу*, т.е.  $\varepsilon_{yy}$ ;

 $\varepsilon_n$  — относительная деформация диаметра зерна микроструктуры в направлении, перпендикулярном первым двум, т.е.  $\varepsilon_{77}$ ;

 $v_{\epsilon}$  — инвариант деформации, который определяет ее вид (растяжение, сжатие и сдвиг).

Полученные расчеты позволяют сделать вывод о том, что деформированным состоянием рассматриваемого образца является сдвиг, смежный со сжатием, при котором при удлинении вдоль одной из трех главных осей деформации и укорочении вдоль другой главной оси, вдоль третьей главной оси имеет место малое упругопластическое удлинение. Рассчитав за-

висимость относительной деформации зерен

44	Teta	R0(недеформ)	R(дефориров)	(R0/R)**2	K+ACos(2t)	-
_	154.8	15.00000	15.00000	1.00000	34.09660	
45	158.4	73.00000	71.00000	1.05713	35.55987	
46	162.0	15.00000	15.00000	1.00000	36.83939	
47	165.6	56.00000	59.00000	0.90089	37.91496	
48	169.2	62.00000	406.00000	0.02332	38.76963	[
49	172.8	77.00000	126.00000	0.37346	39.38993	[
50	176.4	104.00000	399.00000	0.06794	39.76606	
51	180.0	240.00000	399.00000	0.36181	39.89210	

Рис. 3. Результаты расчета деформаций

Количество лучей в 180 град

R0 (усредненное по углу)

R (усредненное по углу

23.907862

15.984243

-2.912351

1.033132

1.879219

0.000000

-2.912351 0.215615

ein= 2.787766

Число зерен в луче

51

114



Рис. 2. Микроструктура деформированного стального образца

(р,  $\rho_0$  — средняя длина зерна после и до деформации соответственно) от угла  $\theta$ , программа выдает на экран диаграмму теоретически рассчитанных и реальных замеренных соотношений, а также строит полиномиальную кривую (рис. 4).

Работа в программе организована таким образом, что можно произвести расчет любого деформированного образца, не имея исходного изображения микроструктуры до деформации. Проведенная компьютерной программой оценка микроструктурного изображения металла использует инженерные методы и методы математической статистики путем сравнения со стандартными эталонными изображениями, имеющимися в базе данных сталей и сплавов.

Методика расчета деформированного состояния по искаженной микроструктуре, заложенная в про-

граммный комплекс "Металлография 1.0" и описанная в [2], позволяет значительно расширить возможности микроструктурного метода исследования конечной пластической деформации, а также ускорить трудоемкий процесс измерений и вычислений необходимых характеристик деформированного состояния металлов и сплавов. Созданная программа реализует все преимущества современных технологий, работает под управлением операционных систем Windows 2000/XP и выше.

Разработанный программный комплекс внедрен в работу центральной заводской лаборатории



ОАО "ВОСТСИБМАШ", в научно-диагностический центр ОАО "АНГАРСКАЯ НЕФТЕ-ХИМИЧЕСКАЯ КОМПА-НИЯ" и успешно используется для определения деформированного состояния реальных изделий с использованием методов металлографии без разрушения изделий и без значительных материальных затрат.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малинина Р.И. и др. Практическая металлография. М.: Интермет Инжиниринг, 2002. 240 с.: ил.

2. Рудых Н.В. Оценка напряженно-деформированного состояния упрочненного слоя металла при поверхностно-пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 12. С. 55–56.



## ÑĨ ĐÀÂÎ ×Í Û Å Ì ÀÒÅĐÈÀËÛ

			FF						
Балл	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Уменьшение массы, г/м <sup>2</sup> ·ч	Менее 0,0001	0,0001 0,005	0,005 0,01	0,01 0,05	0,05 0,1	0,1 0,5	$0,5 \\ 1,0$	1,0 5,0	5,0 10,0

#### Шкала коррозионной стойкости никеля и его сплавов

Шкала коррозионной	стойкости	алюминия	И	его	сплавов
--------------------	-----------	----------	---	-----	---------

Балл	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Уменьшение	Менее	0,0003	0,0015	0,003	0,015	0,031	0,154	0,31	1,54	Более 3,0
массы, г/м <sup>2</sup> ·ч	0,0003	0,0015	0,0030	0,015	0,031	0,154	0,31	1,54	3,1	



## Покрытия полимерные защитные снимаемые для радиационно-защитных камер и боксов. Требования к технологическому процессу. ГОСТ Р 53370–2009

#### 1. Требования к защитным полимерным покрытиям

1.1. Покрытия для улучшения радиационной обстановки применяются при:

 изоляции чистых поверхностей перед началом производства работ;

 дезактивация внутренних поверхностей радиационно-защитных камер и боксов (далее – камер и боксов) и внешней поверхности технологического оборудования, установленного в них;  – локализации (пылеподавлении) загрязненных поверхностей.

1.2. Номенклатура показателей качества и их значения по ГОСТ 4.54 и ГОСТ Р 51037, необходимые для выбора по-крытий, должны соответствовать указанным в табл. 1.

# 2. Требования к радиально-защитным камерам и боксам, в которых применяются покрытия

2.1. Камеры и боксы с внутренней поверхностью, изготовленной из коррозионно-стойкой стали по ГОСТ 5632,

Таблица 1

	Применяемость показателей для покрыт				ІТИЙ
Наименование показателя	Значение	изолирующих	локализирующих	дезактивирую- щих	локализирующих пылеподавляю- щих
1. Коэффициент дезактивации:					
— для бета-радионуклидов	Не менее 10 <sup>2</sup>	_	_	+	_
— для альфа-радионуклидов	Не менее 10 <sup>3</sup>	_	_	+	_
2. Радиационная стойкость, Гр	Не менее 10 <sup>5</sup>	+	+	_	+
3. Время защитного действия покрытий, сут:					
— изолирующих и локализи- рующих	Не менее 120	+	+	_	_
— локализирующих пылепо- давляющих	Не менее 180	_	_	_	+
4. Активность радионуклидов в мазке	Не более допустимого уровня	_	+	_	+
5. Качество снимаемости, балл	Не менее 4	+	+	+	_
6. Степень окомкования, %	Не менее 80	_	_	_	+
7. Износостойкость, %	Не более 50	+	+	-	+
8. Концентрация вредных ве- ществ, выделяющихся в воздух в процессе эксплуатации покры- тия, мг/м <sup>3</sup>	До предельно допусти- мой концентрации	+	+	+	+
9. Группа горючести	Г1 или Г2	+	+	+	+
10. Воспламеняемость	B1	+	+	+	+
<ol> <li>Группа распространения пламени</li> </ol>	РП1	+	+	+	+

Показатели качества покрытий

		Γ	Ірименяемость пока	азателей для покрь	лтий
Наименование показателя	Значение	изолирующих	локализирующих	дезактивирую- щих	локализирующих пылеподавляю- щих
12. Коэффициент дымообразо- вания, м <sup>2</sup> ·кг <sup>-1</sup> по ГОСТ 30244 и СНиП 21-01-97	До 500 включительно, умеренная Д2	+	+	+	+
<ol> <li>Показатель токсичности продуктов горения, г⋅м<sup>-3</sup> по ГОСТ 12.1.044 и СНиП 21-01-97</li> </ol>	Более 40, умеренно- опасные (Т2) или мало- опасные (Т1)	(+)	(+)	(+)	(+)
14. Толщина покрытия, мкм	Не менее 150	+	+	+	+
15. Стойкость к воздействию во- ды, нефтепродуктов и химиче- ски агрессивных сред, сут:					
— изолирующих и локализи- рующих	Не менее 120	+	+	-	_
— локализирующих пылепо- давляющих	Не менее 180	_	_	_	+
16. Термостойкость, °С	060	(+)	(+)	(+)	(+)
17. Расход материала, г/м <sup>2</sup>	200500	+	+	+	+
<ol> <li>Химическая инертность по- крытия по отношению к защи- щаемой металлической поверх- ности:</li> </ol>					
– неокрашенной, мм/год	0,1	+	+	+	+
– окрашенной, балл	Не более 4	+	+	+	+

П р и м е ч а н и е. Знак "+" означает, что показатель качества обязателен для характеристики покрытия; знак "(+)" означает, что показатель качества рекомендуемый и устанавливается требованиями нормативных документов на конкретный вид покрытия; знак "-" означает, что показатель качества не является характеристикой покрытия.

должны соответствовать требованиям ГОСТ 23309 и настоящего стандарта.

2.2. Камеры и боксы должны быть оборудованы устройствами для дистанционной работы (перчатки, захваты, манипуляторы), позволяющими производить нанесение покрытия на внутреннюю поверхность камер и боксов, внешнюю поверхность технологического оборудования, а также обеспечивать съем покрытия с загрязненной поверхности.

2.3. Камеры и боксы должны иметь резервный ввод для шланга, по которому подают состав к устройству для дистанционной работы.

2.4. Для обеспечения контроля радиационной обстановки камеры и бокса должны быть оборудованы стационарными и (или) переносными дозиметрическими приборами.

# 3. Требования к технологическому процессу изоляции, дезактивации, локализации, пылеподавления

3.1. Технологический процесс изоляции, дезактивации, локализации и пылеподавления состоит из следующих операций:

 контроль радиационной обстановки внутри камеры или бокса перед нанесением покрытий;  выбор технологической схемы для улучшения радиационной обстановки;

- подготовка состава;
- нанесение состава;
- снятие покрытия (при необходимости);
- утилизация покрытия;

 – контроль и анализ радиационной обстановки внутри камеры и бокса после выполнения работ по улучшению радиационной обстановки.

3.2. Аппаратура и оборудование

3.2.1. Для нанесения состава применяют следующее оборудование и средства измерений:

установки пневматического и безвоздушного распыления, допускающие нанесение составов с вязкостью от 12 до 130 с по вискозиметру АЗ-246 с диаметром сопла 4 мм при температуре (20+5) °C;

 вискозиметр для определения условий вязкости B3-246 по ГОСТ 9070;

- толщиномер ВТ-50НЦ по ТУ 25-7759.0055-89;
- микрометр с ценой деления 0,01 мм по ГОСТ 6507;
- секундомер по СПОРО-2002;
- лезвие бритвенное в держателе любого типа или режущий инструмент (острый нож, скальпель и т.д.);

- ведро стальное оцинкованное по ГОСТ 20558;

- ведро из коррозионно-стойкой стали по ГОСТ 27002;
- кисти и малярные щетки по ГОСТ 10597.

#### 3.3. Контроль радиационной обстановки

3.3.1. Контроль радиационной обстановки внутри камер и боксов осуществляется на протяжении всего технологического процесса: перед нанесением покрытий, в процессе эксплуатации (во время выполнения основных работ в соответствии с проектом производства работ), после выполнения работ по дезактивации.

3.3.2. Контроль осуществляют с помощью стационарных и (или) переносных дозиметрических приборов, которыми оснащена камера или бокс.

3.3.3. Допустимый уровень загрязнения в камере или боксе в зависимости от вида выполняемых в них работ должен соответствовать нормам радиационной безопасности НРБ–99, действующим на предприятии.

3.4. Выбор технологической схемы улучшения радиационной обстановки

3.4.1. Выбор схемы технологического процесса проводят на основании результатов контроля и анализа полученных данных радиационной обстановки внутри камеры или бокса в соответствии с табл. 2.

3.4.2. На поврежденные в результате механического разрушения участки покрытия необходимо нанести изолирующий состав (на чистые поверхности) или локализирующий состав (на поверхности с радиоактивным загрязнением).

#### 3.5. Подготовка состава

3.5.1. Приготовление и подготовку составов в работе осуществляют в помещениях, оборудованных в соответствии с требованиями ГОСТ 12.1.004, ГОСТ 12.1.005, ГОСТ 12.1.016, ГОСТ 12.1.005, ГОСТ 12.4.009, ГОСТ 12.4.021, ГОСТ 12.4.066.

3.5.2. Составы должны соответствовать требованиям нормативных документов на конкретный состав и сохра-

#### Таблица 2

#### Выбор схемы технологического процесса

Виды выполняемых работ				
Схема 1	Схема 2			
1. Изоляция чистых поверх- ностей	<ol> <li>Дезактивация загрязненных поверхностей</li> </ol>			
2. Локализация или пылепо- давление радиоактивных за- грязнений <sup>*</sup>	2. Изоляция чистых поверх- ностей			
3. Дезактивация поверхно- стей <sup>*</sup>	<ol> <li>Локализация или пылепо- давление радиоактивных загрязнений</li> </ol>			
*Операции выполняют по м	ере необхолимости (по истече-			

Операции выполняют по мере необходимости (по истечении срока эксплуатации изолирующего или локализирующего покрытия, при превышении допустимого уровня загрязнения поверхности, при нарушении сплошности покрытия, не подлежащей ремонту, или при проведении работ по демонтажу камер и боксов).

нять свои свойства при температуре окружающего воздуха от 5 до 50  $^{\circ}$ C и относительной влажности до 90 %.

3.5.3. Срок годности составов устанавливают в соответствии с требованиями нормативных документов на конкретный состав.

3.5.4. Условную вязкость состава устанавливают в зависимости от метода нанесения состава и определяют при помощи вискозиметра B3-246 по ГОСТ 9070.



ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4. Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru. Tелефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97. Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 04.03.10 г. Подписано в печать 29.04.10 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,34. Заказ 339. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение". Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15