

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1 (85)
январь
2012

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р техн. наук,
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного
совета**

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

**Заместитель главного
редактора**

д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя
редакционного совета:**

д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ

А.П. БАБИЧЕВ

В.П. БАЛКОВ

В.М. БАШКОВ

А.И. БЕЛИКОВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ

М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:

Е.П. ЗЕМСКОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить в любом
почтовом отделении (индексы
по каталогам: "Роспечать" 85159,
"Пресса России" 39269, "Почта России"
60252) или в издательстве.

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,
268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

Е-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован
в Министерстве РФ по делам печати,
телерадиовещания и средств
массовых коммуникаций.

Свидетельство о регистрации
ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

➔	МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА	
	Безъязычный В.Ф., Прокофьев М.А., Сутягин А.Н. Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей машин при упрочнении в процессе шлифования	3
	Кропоткина Е.Ю. Аналитическое исследование влияния параметров обкатывания на шероховатость поверхности	6
	Манохин А.С., Клименко С.А., Шмегера Р.С. Упрочнение поверхностного слоя деталей из закаленной стали при твердом косоугольном точении однокромочным инструментом	10
➔	ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ	
	Андреев А.А., Григорьев С.Н., Соболев О.В., Горбань В.Ф., Волосова М.А., Столбовой В.А., Сердюк И.В. Особенности получения высокотвердых наноструктурных покрытий из нитрида молибдена вакуумно-дуговым методом	14
	Гадалов В.Н., Сальников В.Г., Романенко Д.Н., Статинов В.В., Шеставина С.В., Квашин Б.Н. Повышение износостойкости режущего инструмента способом конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой	21
	Мальшев В.Н. Рекомендации по снижению энергоемкости формирования МДО-покрытий	26
	Михальченков А.М., Козарез И.В., Будко С.И., Ковалев А.П. Структура и свойства одно- и двухслойной износостойкой наплавки при восстановлении деталей	30
➔	ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	
	Афанасьев А.А. Особенности электролизного борирования и диффузионных боридных покрытий	33
➔	ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ	
	Холодников Ю.В. Новые принципы организации антикоррозионной защиты технологического оборудования от воздействия агрессивной рабочей среды	41
➔	ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ	
	Указатель статей, опубликованных в 2011 г.	44

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 1 (85)
January
2012

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
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 № 77-17733,
March 9, 2004

CONTENTS



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Bezyazychnyi V.F., Prokofev M.A., Sutyagin A.N.** Technological assurance of surface layer quality parameters of machine parts during the process of surface grinding 3
- Kropotkina E.Yu.** Analytical examination of rolling parameters effect on surface roughness 6
- Manokhin A.S., Klimenko S.A., Shmegeera R.S.** Surface layer hardening of workpieces during hard turning using oblique single-edged tool 10



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Andreev A.A., Grigoriev S.N., Sobol O.V., Gorban V.F., Volosova M.A., Stolbovoy V.A., Serdyuk I.V.** Specialities of highly rigid nanostructured molybdenum nitride coatings deposition using vacuum arc method 14
- Gadalov V.N., Salnikov V.G., Romanenko D.N., Statinov V.V., Shestavina S.V., Kvashnin B.N.** Increase of wear resistance of the cutting tool by way of condensation of substance in vacuum with ionic bombardment 21
- Malyshev V.N.** Recommendations to reduce the energy intensity of forming MAO-coatings 26
- Mikhalchenkov A.M., Kozarez I.V., Budko S.I., Kovalev A.P.** Structure and properties of single and double layer wear resistant surfacing in the recovery of parts 30



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Afanasiev A.A.** Features of elektrolisis boriding and diffusive boride coatings 33



POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

- Kholodnikov Yu.V.** New principles of the organization of anticorrosive protection of the process equipment from influence of an aggressive working environment 41



INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

- The index** of the articles published in 2011 44

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

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



УДК 539.3

В.Ф. Безъязычный, М.А. Прокофьев, А.Н. Сутягин
(РГАТА им. П.А. Соловьёва, г. Рыбинск)
E-mail: root@rgata.ru

Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей машин при упрочнении в процессе шлифования

Предложена методика оптимизации режимов плоского шлифования периферией круга по заданным величинам параметров качества поверхностного слоя деталей машин (параметрам наклепа, шероховатости поверхности, отсутствию прижогов).

Ключевые слова: качество поверхностного слоя, шлифование, скрытая энергия деформации.

In article the technique of optimization of surface grinding machining conditions in consideration of required values of surface layer quality parameters of machine parts (strain hardening parameters, roughness parameters, in the absence of grinding burn) is offered.

Keywords: surface layer quality, surface grinding, latent energy of deformation.

При изготовлении ответственных деталей машин требуется обеспечивать заданные параметры качества поверхностного слоя, в частности параметры наклепа, шероховатость поверхности и др. Важным аспектом представленной проблемы является разработка алгоритма расчетного определения технологических условий механической обработки для достижения заданных параметров качества поверхностного слоя деталей машин.

Отдельные этапы алгоритма могут основываться на эмпирических и теоретических зависимостях, устанавливающих взаимосвязь параметров качества поверхностного слоя с режимами процесса резания.

В статье рассмотрена методика оптимизации режимов плоского шлифования периферией круга по заданным величинам параметров качества поверхностного слоя деталей машин (параметрам наклепа, шероховатости поверхности, отсутствию прижогов) на основе теоретических и экспериментальных исследований процесса шлифования и математического моделирования процесса формирования параметров состояния поверхности.

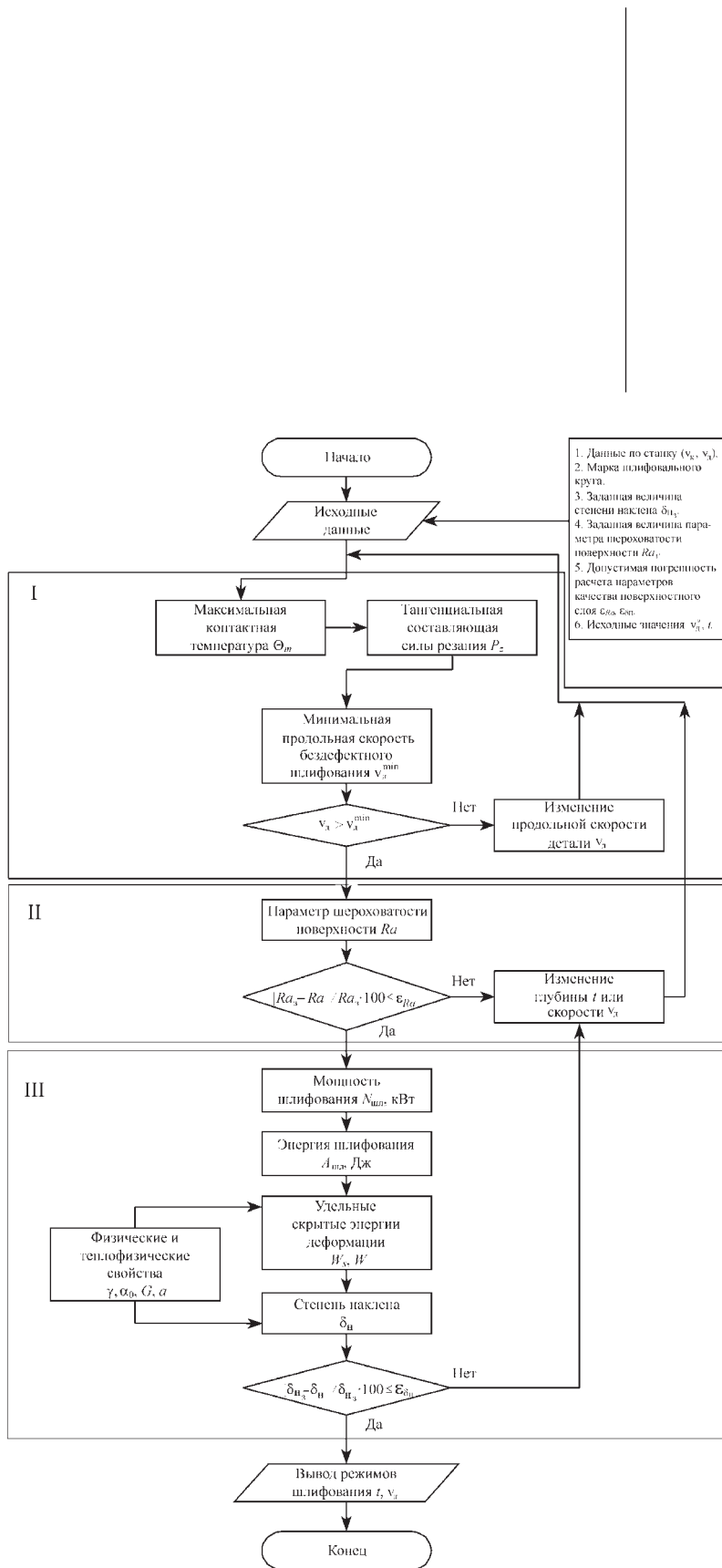
В работе [1] предложен метод назначения режимов шлифования, позволяющий по заданным значениям глубины и скорости шлифования определить минимально допустимую подачу, обеспечивающую отсутствие дефектов в поверхностном слое деталей. Методика назначения бездефектных режимов шлифова-

ния заключается в задании глубины шлифования t , максимальной температуры на поверхности Θ_m и определении минимально допустимого предела продольной скорости детали v_d^{\min} , превышение которого приводит к исчезновению прижогов или микротрещин на поверхности детали.

Согласно рекомендациям [1], верхний предел значений продольной скорости детали ограничивается требованиями по шероховатости или наличием вибраций и потребляемой мощностью шлифования.

В исследовании [2] решение задачи оптимизации режимов шлифования по заданным величинам параметров наклепа решается на основе энергетического критерия K_E , характеризующего качество поверхностного слоя деталей и отражающего долю скрытой энергии деформации (W_d , Дж) в общей работе шлифования ($A_{\text{шл}}$, Дж). Практическая ценность критерия K_E заключается в том, что если известна энергия воздействия (совокупность режимов механической обработки), то можно определить уровень скрытой энергии деформации в деформированном слое W и связанные с ней показатели качества поверхностного слоя материала детали: степень наклепа δ_n , %, и плотность дислокаций λ , см^{-2} :

$$\delta_n = \frac{\alpha_0 \sqrt{WG}}{\sigma_{0,2}} 100,$$



Результаты расчета режимов шлифования по заданным величинам параметра шероховатости поверхности и степени наклепа

Материал	Ra_3 , мкм	$\delta_{нз}$, %	t , мкм	Расчетные величины			Сравнение расчетных и экспериментальных значений			
				P_z , Н	Ra_p , мкм	$\delta_{нр}$, %	$Ra_{эксп}$, мкм	ΔRa , %	$\delta_{нэксп}$, %	$\Delta \delta_{нз}$, %
Ст3	0,12	60	10	61	0,148	60,4	0,131	13	66	8,4
	0,2	80	20	91	0,202	81	0,194	4,1	89	9,0
	0,22	100	35	125	0,26	102,6	0,229	13,5	97	5,8
	0,26	120	50	153	0,305	119	0,279	9,3	95	25
У7	0,14	120	10	46	0,158	125,7	0,151	4,6	122	3,0
	0,2	180	20	71	0,209	193,1	0,220	5,0	186	3,8
	0,25	280	30	101	0,261	273,1	0,247	5,7	251	8,8
	0,3	320	50	126	0,301	340,6	0,295	2,0	290	17,4
Р9К5	0,38	60	10	49	0,387	66,1	0,357	8,4	58	14
	0,5	70	20	74	0,507	72,4	0,479	5,8	66	9,7
	0,6	80	35	102	0,630	78	0,58	8,6	71	9,6
	0,7	90	50	127	0,725	81,7	0,671	8,0	95	7,7
ХН77ТЮР	0,16	20	20	79	0,167	18,4	0,157	6,4	21	12,4
	0,2	30	35	110	0,216	31,7	0,204	5,9	34	6,8
	0,25	50	50	136	0,254	51	0,243	4,5	46	10,9
Х13М	0,12	20	10	48	0,121	21	0,134	9,6	24	12,5
	0,16	30	20	70	0,167	27	0,153	8,9	36	25
	0,22	35	35	125	0,216	35	0,236	8,6	33	6
	0,25	40	50	145	0,254	43	0,267	4,8	39	10,3

Примечание. Режимы шлифования: $v_k = 28$ м/с, $v_d = 19$ м/мин.

Результаты расчета режимов шлифования стали Ст3, инструментальной стали У7, высоколегированной стали Х13М, быстрорежущей стали Р9К5, жаропрочного сплава на никелевой основе ХН77ТЮР для обеспечения степени наклепа и параметра шероховатости поверхности по разработанной методике представлены в таблице, где показано сравнение расчетных и экспериментальных значений степени наклепа и параметра шероховатости поверхности. Погрешность расчета по разработанной методике не превы-

шает 25 % для величины степени наклепа и 14 % для величины параметра шероховатости поверхности, что для практических целей является допустимым.

На основании разработанного алгоритма оптимизации режимов плоского шлифования периферией круга по заданным величинам параметров качества поверхностного слоя деталей машин разработано программное обеспечение [6], позволяющее выполнить расчет режимов плоского шлифования периферией круга на основе теоретических и эксперимен-

Введите исходные данные:

Ширина шлифования, м	B =	0.012
Длина шлифования, м	L =	0.11
Диаметр шлифовального круга, м	D =	0.3
Скорость круга, м/с	Vk =	28
Глубина шлифования, м	t =	0.000010
Обрабатываемый материал:		Сталь Р9К5
Марка шлифовального круга		25A25CM1-KB3
Требуемая шероховатость поверхности, м	Ra =	0.0000038
Требуемая степень наклепа, %	N =	60

РАСЧЕТ

Результаты расчета режимов шлифования:

Продольная скорость детали, м/с	Vd =	0.38
Глубина шлифования, м	t =	0.000010

© Sutyagin A.N. RSAAT 2008

Рис. 2. Фрагмент работы программы расчета режимов шлифования

тальных исследований процесса шлифования и математического моделирования процесса формирования параметров состояния поверхности (рис. 2).

Предлагаемый алгоритм и программное обеспечение позволяют технологу на стадии проектирования технологического процесса определять режимы механической обработки шлифованием, после которой в детали формируется поверхностный слой с определенными геомет-

рическими и физико-механическими свойствами, удовлетворяющими ее техническим требованиям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рыкунов А.Н., Волков Д.И. Теория подбора, тепловые, деформационные, трибологические и диффузионные процессы при резании материалов. Рыбинск: РГАТА, 2004. 131 с.

2. Анализ взаимосвязи характеристик субструктуры, скрытой энергии деформации, затраченной работы и степени деформации материала / В.Ф. Безъязычный, Б.М. Драпкин, М.А. Прокофьев, М.В. Тимофеев // Справочник. Инженерный журнал. 2005. № 5. С. 35–38.

3. Сутягин А.Н. Технологическое обеспечение качества поверхностного слоя деталей машин при шлифовании // Проблемы качества машин и их конкурентоспособности: материалы 6-й Междунар. науч.-техн. конф. Брянск: БГТУ, 2008. С. 407–408.

4. Оценка изменения внутренней энергии металлов по кривой течения / В.Ф. Безъязычный, Б.М. Драпкин, М.А. Прокофьев, М.В. Тимофеев // Инструмент и технологии. 2003. № 11–12. С. 95–100.

5. Проблемные вопросы упрочнения поверхностных слоев металлов и сплавов при пластической деформации и представление о наклепе / В.Ф. Безъязычный, Б.М. Драпкин, М.А. Прокофьев, М.В. Тимофеев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 1. С. 3–6.

6. Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2008613415. Расчет режимов плоского шлифования периферией круга по заданным величинам параметров качества поверхностного слоя деталей машин / В.Ф. Безъязычный, М.А. Прокофьев, А.Н. Сутягин; правообладатель: Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва. Рег. в реестре программ для ЭВМ 17.08.08. 1 с.

УДК 621.941.1

Е.Ю. Кропоткина (МГТУ "СТАНКИН")
E-mail: elenajuri@yandex.ru

Аналитическое исследование влияния параметров обкатывания на шероховатость поверхности

Приведена аналитическая модель расчета шероховатости деталей, обработанных асимметричным поверхностным пластическим деформированием, отображающая влияние на шероховатость силы, подачи, геометрии и размеров инструмента, упругопластических характеристик обрабатываемого материала.

Ключевые слова: поверхностное пластическое деформирование, шероховатость, качество, модель.

Analytical model for determination of roughness of parts processed by asymmetrical hardening by surface plastic deformation is presented. The model shows the effect of force, input, geometry and size of tools, elastoplastic characteristics of the processed material on parts roughness.

Keywords: surface plastic deformation, roughness, quality, model.

Известно, что шероховатость поверхностей является одним из важнейших параметров, характеризующих качество деталей. Это объясняется тем, что она

влияет на прочность посадок деталей, механический, молекулярно-механический и коррозионно-механический износ, сопротивление усталости, обтекае-

мость газами и жидкостями поверхностей, отражаемость световых и других лучей, антикоррозионные свойства. Поэтому при составлении технологических операций следует заранее знать закономерности ее изменения в зависимости от основных условий и режимов обработки.

К наиболее эффективным способам получения низкой шероховатости относятся методы *поверхностного пластического деформирования* (ППД), в частности обкатывание поверхностей. Для обкатанной поверхности характерна сглаженная, округлая форма микронеровностей поверхностей, увеличенные радиусы выступов и впадин. Такая поверхность отличается большей опорной способностью, имеет пониженный коэффициент концентрации напряжений во впадине, хорошую маслосъемность поверхности, следовательно, обладает лучшими эксплуатационными свойствами.

Вопрос о влиянии технологических параметров и геометрии инструмента на шероховатость обработанной поверхности для методов ППД изучен достаточно полно. Однако предложенные в литературе математические модели для определения шероховатости в основном не учитывают комплексное влияние упруго-пластических свойств материала обрабатываемой детали, размеров очага деформации, а также повторное деформирование поверхностного слоя с учетом величины подачи.

Известно, что в результате силового воздействия инструмента на деталь происходит пластическое течение металла с образованием волны (рис. 1), перемещающейся вместе с инструментом. Появляется канавка – отпечаток инструмента радиусом R_k в плоскости подачи инструмента S , имеющий больший размер по отношению к радиусу профиля ролика R_n . Образуется очаг деформации, обусловленный величиной силы, размерами инструмента и обрабатываемой детали. Микропрофиль, полученный при первом обороте заготовки (рис. 2, а), при следующем обороте искажается из-за пластического течения металла.

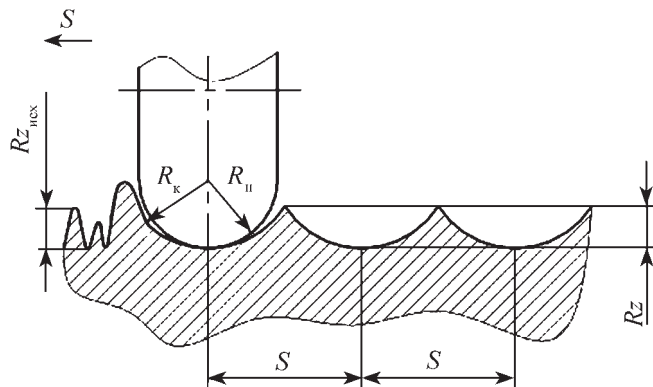


Рис. 1. Условная схема формирования шероховатости после обкатывания

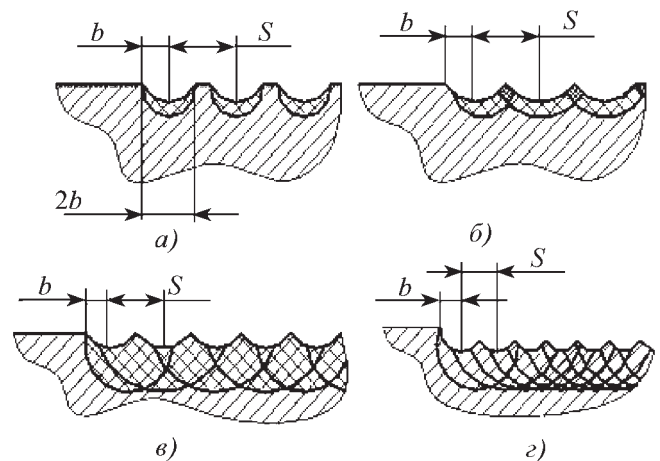


Рис. 2. Схема деформирования поверхностного слоя при обкатывании с различными величинами продольной подачи: а – $S \geq 2b$; б – $2b > S \geq b$; в – $b > S \geq b/2$; г – $S < b/2$

При обкатывании с большим давлением инструмента и малыми подачами эта область может захватывать несколько соседних микронеровностей, вызывая их повторную деформацию (рис. 2, б–г). Это происходит из-за того, что при деформировании с большими давлениями увеличиваются полуоси пятна контакта ролика и детали – расширяется очаг деформации. В результате происходит повторное нагружение одного и того же участка металла, что необходимо учесть при аналитическом определении величины шероховатости.

Формирование шероховатости обусловлено не только геометрическими изменениями поверхностного слоя. При силовом воздействии на поверхности металла происходят изменения в его поверхностном слое: металл выдавливается в волну, при этом структура металла деформируется, появляются остаточные напряжения, происходит упрочнение поверхностного слоя. При повторном воздействии на уже деформированный участок изменения в поверхностном слое будут отличаться от предыдущих – изменяется величина очага деформации, так как после предыдущего прохода инструмента механические свойства под действием предыдущего нагружения изменяются.

Поэтому расчет параметра шероховатости необходимо проводить в комплексном определении не только геометрических изменений в очаге деформации, но и упруго-пластических свойств материала обрабатываемой детали с учетом повторных нагружений в направлении подачи [1].

Очевидно, что степень влияния подачи на упрочнение поверхностного слоя связана с размером очага деформации, в частности с шириной пятна контакта. Для

характеристики этой зависимости введем параметр k_s , определяющий кратность приложения нагрузки:

$$k_s = \frac{2b}{S}n,$$

где $2b$ – ширина пятна контакта ролика и детали в направлении подачи;

n – число продольных ходов инструмента.

Рассмотрим влияние подачи и связанных с ней повторных деформаций на примере диаграммы деформирования, показывающей зависимость интенсивности напряжений σ_i от интенсивности деформаций ε_i (рис. 3).

Известно, что при нагружении образца выше предела упругости σ_i^e и последующей его разгрузке металл изменяет свои свойства: пропадает площадка текучести, повышается предел пропорциональности и уменьшается полная деформация, возникает наклеп (см. рис. 3, точка Б). Поэтому, рассматривая устоявшееся состояние поверхностного слоя после снятия нагрузки после первого прохода ролика (см. рис. 2, а), когда величина подачи больше ширины контакта инструмента и детали ($S \geq 2b$), остаточная деформация равна

$$\varepsilon_{i01}^e = \varepsilon_{i1} - \varepsilon_{i1}^e,$$

где ε_{i1} – деформация, полученная при первом проходе ролика;

ε_{i1}^e – упругая часть деформации, которую можно

вычислить по формуле

$$\varepsilon_{i1}^e = \frac{\sigma_{i1}}{E},$$

где E – модуль упругости.

В этом случае при разгрузке модуль упругости не меняется.

При повторном прохождении ролика за счет движения подачи по обкатанному за предыдущий ход уча-

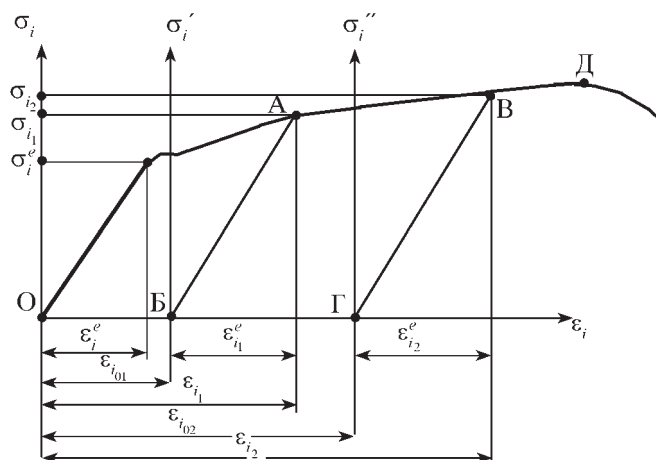


Рис. 3. Диаграмма, учитывающая повторное деформирование материала

стку интенсивность напряжений и деформаций возрастает по кривой БАВ (см. рис. 3). Деформация будет вторичной (см. рис. 2, б), если подача будет в пределах

$$2b > S \geq b.$$

Если рассматриваемый участок обрабатываемой детали деформируется (обкатывается) третий раз, то интенсивность напряжений и деформаций изменяется уже по закону кривой ГВД (см. рис. 3). Деформация будет третичной (см. рис. 2, в), если величина подачи будет в пределах

$$b > S \geq b/2.$$

С возрастанием числа циклов нагружения (см. рис. 2, г) при величине подачи меньше половины пятна контакта инструмента и детали ($S < b/2$) упрочнение материала возрастает, и при последующем приложении нагрузки происходит уменьшение степени роста пластической деформации. Число циклов деформирования более трех не имеет эффекта, так как в случае резкого увеличения числа циклов нагружения возможно ухудшение качества поверхностного слоя детали, перенаклеп, появление трещин, происходит уменьшение остаточных напряжений. Поэтому слишком большой параметр k_s является ограничивающим фактором при обкатывании.

Параметр шероховатости определяем в следующей последовательности:

1. Находим силу обкатывания исходя из заданного закона ее приложения. Из решения контактной задачи вычисляем параметры a_1 , a_2 , b полуосей области контакта инструмента с обрабатываемой поверхностью.

Максимальное давление q_{max} определяем на основании работы [2]:

$$q_{max} = \frac{3}{2} \frac{\delta_p^{3/2} G^* R_1^{1/2} b}{\alpha_{\delta_p}^{3/2} (1 - \mu^*) \pi a_1},$$

где δ_p – внедрение инструмента в области упругой разгрузки деформируемого материала;

G^* , μ^* – переменные параметры упругости;

R_1 – приведенный радиус кривизны контактирующих поверхностей: $\frac{1}{R_1} = \frac{1}{R_d} + \frac{1}{R_p}$;

R_d , R_p – соответственно радиусы обрабатываемой детали и инструмента (ролика);

α_{δ_p} – коэффициент, зависящий от приведенных кривизн контактирующих инструмента и детали;

a_1 – полуэллипс пятна контакта ролика и детали в зоне упругопластического нагружения в направлении скорости.

Для заданной точки линии действия силы обкатывания рассчитываем интенсивность деформации ε_i по выражению [2].

2. По экспериментальной зависимости $\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i)$ (см. рис. 3) определяем интенсивность напряжений.

Если $\varepsilon_i \leq \varepsilon_i^e$, то деформация находится в пределах упругого деформирования, остаточные напряжения не возникают, а величина σ_i равна

$$\sigma_i = 3G\varepsilon_i,$$

где G – модуль сдвига.

Если $\varepsilon_i > \varepsilon_i^e$, то интенсивность напряжений σ_i вычисляем по зависимости $\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i)$. Сопоставляем величины полуоси b и подачи S . Определяем наличие и число повторных деформаций, которые испытывает рассматриваемая точка, по параметру k_s . Если деформация неоднократная, то рассчитываем координату новой, условно "исходной", интенсивности деформации (см. рис. 3):

$$\varepsilon_{i_0} = \varepsilon_i - \sigma_i / E.$$

По экспериментальной кривой определяем $\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i)$.

Вновь решаем контактную задачу, рассчитываем уточненную ширину пятна контакта b , полученную после второго деформирования, сравниваем с величиной подачи S . Определяем параметр k_s , и если цикл нагружения повторяется, то вновь производим расчеты σ_i необходимое число k_s раз.

3. Рассчитываем напряжения упругой нагрузки $\sigma_x^e, \sigma_y^e, \sigma_z^e$, используя теорию упругости.

Вычисляем переменные параметры упругости G^*, μ^* и полные напряжения $\sigma_x^p, \sigma_y^p, \sigma_z^p$. Затем определяем остаточные напряжения $\sigma_x^o, \sigma_y^o, \sigma_z^o$ по глубине t_ϕ поверхностного слоя, используя теорему о разгрузке:

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

4. Для вывода формулы расчета величины параметра шероховатости Rz , воспользуемся выражением, приведенным в работе [3]:

$$Rz = \frac{S^2}{8R_n} \left(1 - \frac{K-1}{2K} \right),$$

где K – коэффициент, характеризующий увеличение радиуса R_k отпечатка инструмента по отношению к радиусу его профиля R_n с учетом упругой деформации:

$$K = R_k / R_n.$$

Радиус кривизны эллиптической канавки R_k можно записать на основании работы [2]:

$$R_k = \frac{R_n}{1 - \frac{(1-\mu)G^*}{(1-\mu^*)G}},$$

где μ – коэффициент Пуассона.

После подстановки формул и небольших преобразований получаем выражение

$$Rz = \frac{S^2}{16R_n} \left(2 - \frac{G^*(1-\mu)}{G(1-\mu^*)} \right). \quad (1)$$

Здесь параметр шероховатости является функцией силы обкатывания, пятна контакта и геометрических размеров инструмента, так как переменные параметры упругости G^*, μ^* определяются из решения упруго-пластической задачи контакта ролика и детали. При этом по величине силы обкатывания и заданным законам ее изменения определяются глубина внедрения инструмента, полуоси пятна контакта a_1 и b , по которым определяется интенсивность деформации ε_i , а по ней функция пластичности Ψ , которая влияет на величины G^*, μ^* :

$$G^*, \mu^* = f(f_\Psi(f_{\varepsilon_i}(f_{\delta_p}(f_{a_1, b}(f_p))))),$$

где $f_\Psi, f_{\varepsilon_i}, f_{\delta_p}, f_{a_1, b}, f_p$ – функции соответствующих параметров.

Таким образом, составлены аналитические зависимости для прогнозирования величины шероховатости поверхности деталей, обработанных обкатыванием. Выражение (1) учитывает комплексное влияние упругопластических свойств материала обрабатываемой детали с учетом повторных нагружений в направлении подачи, размеров очага деформации, размеров и геометрии деформирующего инструмента.

Имея возможность прогнозировать параметр шероховатости в зависимости от основных параметров упругопластического деформирования при различных режимах обкатывания, можно до начала обработки проверить соответствие получаемой шероховатости детали, требуемой по чертежу.

На основании вышеприведенной методики создана система автоматизированного расчета технологических параметров деформирования для управления процессом асимметричного упрочнения.

Разработанная аналитическая модель позволяет прогнозировать и корректировать качество поверхностного слоя в зависимости от способа приложения, величины силы обкатывания и других технологических условий. Таким образом, установлена комплексная взаимосвязь характеристик поверхностного слоя и технологических условий обкатывания, обеспечивающая высокое качество деталей и прецизионную точность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кротопкина Е.Ю., Евсин Е.А. Аналитическое исследование влияния кратности приложения нагрузки при обкатывании (выглаживании) на интенсивность деформации и остаточные напряжения // Инструмент и технологии. 2001. № 5–6. С. 30–34.
2. Донсков А.С. Исследование контактной зоны деформации при выглаживании инструментом произвольной формы // Совершенствование процессов абразивно-алмазной и упрочняющей технологии в машиностроении: межвуз. сб. науч. тр. Пермский политехнический ин-т, 1983. С. 69–78.
3. Пшибыльский В. Технология поверхностной пластической обработки. М.: Металлургия, 1991. 479 с.

А.С. Манохин, С.А. Клименко, Р.С. Шмегера
(Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев)
E-mail: atmu@ism.kiev.ua

Упрочнение поверхностного слоя деталей из закаленной стали при твердом косоугольном точении однокромочным инструментом

Представлены результаты исследования упрочнения поверхностного слоя деталей из закаленной стали при чистовом точении косоугольным однокромочным инструментом, оснащенным поликристаллическим сверхтвердым материалом на основе кубического нитрида бора.

Ключевые слова: отбеленный слой, твердое точение, косоугольное резание, поликристаллический сверхтвердый материал, кубический нитрид бора.

The results have been considered of research of a surface layer hardening under conditions of hard turning using oblique single-edged cutting tool equipped with polycrystalline superhard material on the basis cubic boron nitride.

Keywords: white layer, oblique cutting, hard turning, polycrystalline superhard material, cubic boron nitride.

Введение

Повышение производительности механической обработки при обеспечении необходимого качества обработанной поверхности является важной задачей машиностроительного производства. Особую актуальность вопрос повышения производительности приобретает при чистовой обработке длинномерных деталей из материалов высокой твердости.

Производительность чистовой лезвийной обработки определяется скоростью резания и подачей. При этом повышение скорости резания приводит к возрастанию температуры в зоне обработки, что интенсифицирует износ инструмента, а повышение подачи, оказывая существенно меньшее влияние на температуру резания и износ инструмента, увеличивает шероховатость обработанной поверхности. Для повышения производительности чистовой обработки за счет увеличения подачи перспективным является применение однокромочного безвершинного инструмента ("бреющее резание").

Для лезвийной обработки деталей из закаленных сталей высокой твердости наиболее эффективны резцы, оснащенные поликристаллическими сверхтвердыми материалами (ПСТМ) на основе кубического нитрида бора (КНБ) [1]. Они обеспечивают параметр шероховатости обработанной поверхности $Ra = 0,32...0,63$ мкм, что в ряде случаев позволяет исключить шлифование. Такая технология получила название "твердое точение".

В сравнении со шлифованием традиционное "твердое точение", выполняемое с подачами менее 0,2 мм/об, повышает производительность в 3–4 раза, позволяет существенно снизить энерго- и трудозатраты, расходы на оборудование и инструмент, повышает экологическую безопасность производства. Без-

вершинные инструменты, оснащенные ПСТМ на основе КНБ, обрабатывают детали из закаленных сталей с подачами 0,6...1,0 мм/об.

Состояние поверхностного слоя обработанных деталей характеризуется не только параметрами микропрофиля поверхности, такими как шероховатость и волнистость, но и физико-механическими свойствами поверхностного слоя, которые определяются его микротвердостью, структурным и фазовым составом. Совокупность параметров состояния поверхностного слоя в значительной мере определяет работоспособность деталей в эксплуатации.

Результаты исследований [2, 3] свидетельствуют о возможности управления структурой и свойствами материала поверхностного слоя деталей путем регулирования термобарическими условиями в зоне резания для создания в поверхностном слое деталей упрочненного (отбеленного) слоя. В работе [2] отмечается, что "белый" слой глубиной 5...15 мкм формируется в поверхностном слое стали AISI 52100 (1 % С; 1,45 % Cr), закаленной до твердости 60...62 HRC, при обработке резцом с фаской износа 0,2 мм со скоростью резания 2...3 м/с и подачей 0,05 мм/об. Указывается, что фазовые превращения, вызывающие образования мартенсита с мелкозернистой структурой ("белого" слоя), происходят под воздействием высоких температур (более 730 °С) и сил резания 100...400 Н.

В статье рассмотрено образование "белого" слоя на детали из закаленной стали при "бреющем резании".

Методика проведения исследований

Для изучения влияния процесса безвершинного косоугольного резания на структуру поверхностного слоя материала и его микротвердость были проведе-

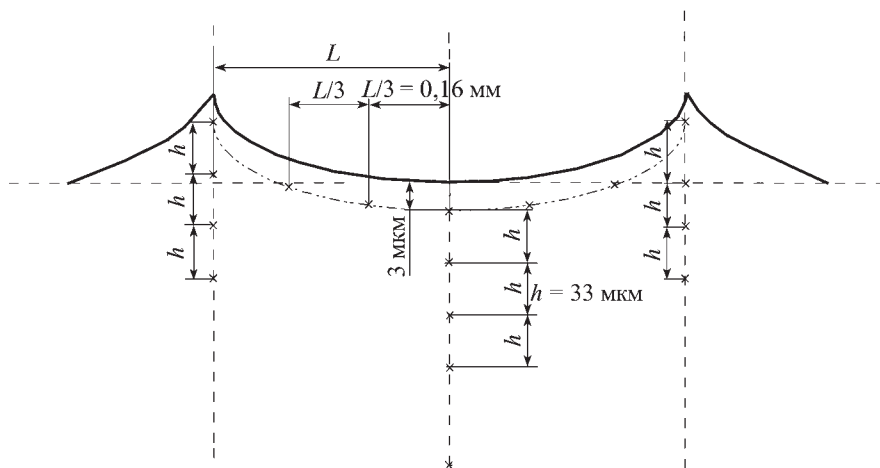


Рис. 1. Размещение точек измерения микротвердости

ны модельные эксперименты по обработке деталей из подшипниковой стали ШХ15, закаленной до твердости 60...62 HRC. Инструмент оснащали сменной многогранной неперетачиваемой режущей пластиной SNMN 1203 из ПСТМ на основе КНБ "киборит".

Варьировали угол наклона λ и радиус округления ρ режущей кромки инструмента.

Структуру поверхностного слоя исследовали на металлографических шлифах. Схема расположения точек, в которых на микротвердомере ПМТ-3 измеряли микротвердость, представлена на рис. 1.

Результаты исследования и их обсуждение

Металлографическими исследованиями выявлено наличие в поверхностном слое обработанных деталей слаботравящегося "белого" слоя (рис. 2). Наиболее интенсивно он проявляется на деталях, обработку ко-

торых проводили в напряженных термобарических условиях, которые возникают при использовании инструментов с большим углом наклона и радиусом округления режущей кромки, а также при обработке изношенным инструментом.

Известно, что "белый" слой обладает рядом ценных свойств: повышенной твердостью, износостойкостью, химической стойкостью и т.д. Анализ литературных данных [2, 4, 5], посвященных вопросам исследования условий появления "белого" слоя и его свойств, показывает, что такая структура возникает в результате интенсивного нагрева, сопровождающегося пластической деформацией с последующим быстрым охлаждением за счет теплоотвода в глубь изделия.

"Белый" слой представляет собой мелкодисперсный мартенсит и остаточный аустенит, содержание которого варьируется в зависимости от скорости нагрева, градиента температуры в приконтактной зоне инструмент—деталь, нормального давления на контактном участке. В условиях обработки резанием содержание остаточного аустенита в образующемся "белом" слое соответствует 9...20 %. Кроме того [2], в поверхностном слое вместе с аустенитно-мартенситной структурой в результате прямого химического взаимодействия железа и других элементов с углеродом формируются карбиды.

Применительно к "бреющему резанию", малые толщины среза, зачастую сопоставимые с величиной радиуса округления режущей кромки, обуславливают

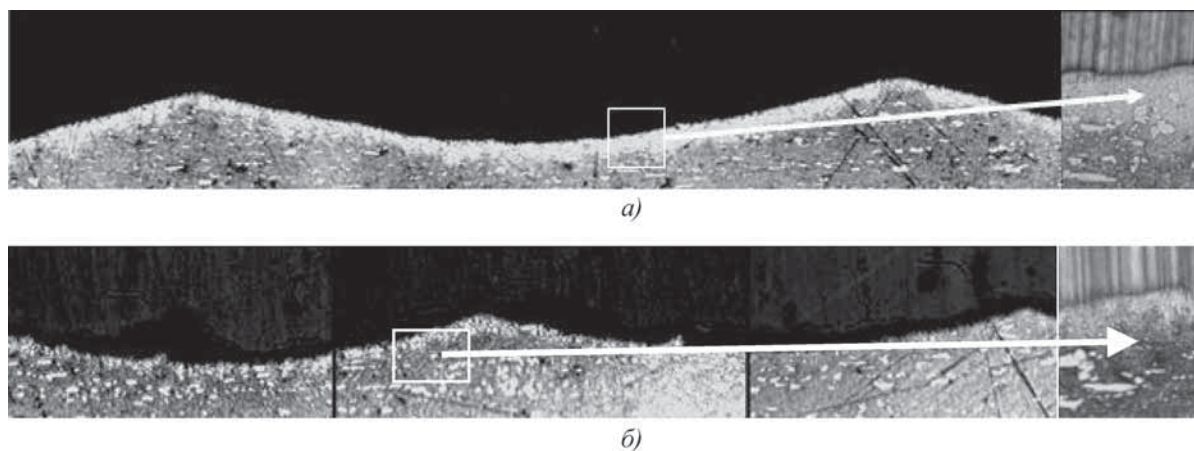


Рис. 2. Шлиф сечения поверхностного слоя детали из стали ШХ15 после обработки инструментом с радиусом округления ρ режущей кромки:

a – 80...100 мкм; *б* – 12...16 мкм

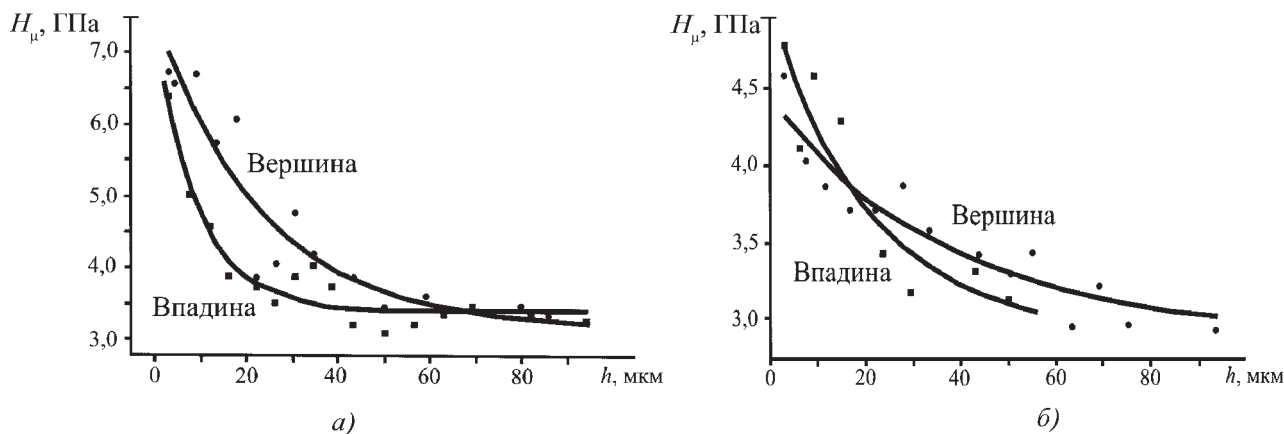


Рис. 3. Микротвердость поверхностного слоя образца из стали ШХ15 после обработки "брюющим резанием" ($S = 0,95$ мм/об; $v = 0,95$ м/с; $t = 0,15$ мм; $\lambda = 60^\circ$) резцом с радиусом округления режущей кромки: а – 12...16 мкм; б – 80...100 мкм

значительное влияние данного геометрического параметра инструмента на степень деформации материала и, соответственно, температуру в слоях обрабатываемого образца со стороны задней поверхности реза. Угол наклона режущей кромки также оказывает влияние на условия деформирования срезаемого слоя материала, величину кинематического заднего угла и изменение радиуса округления режущей кромки, что существенно влияет на уровень температур и напряжений в зоне резания.

Термобарические условия процесса резания оказывают непосредственное влияние на упрочнение и структуру поверхностного слоя, обуславливая формирование в его приповерхностной части "белого" слоя и изменение механических характеристик обрабатываемого материала. Если влияние подачи, износа реза, скорости и глубины резания на закономерности формирования и свойства "белого" слоя изучали в работах [2, 4–6], то относительно характера и степени влияния таких параметров, как угол наклона λ и радиус округления ρ режущей кромки при твердом точении исследования ранее не проводили.

При малых толщинах среза (4...50 мкм) увеличивается доля участка контакта реза с обрабатываемым материалом на округленной части режущей кромке, действительный передний угол снижается, а усадка стружки соответственно увеличивается. Ухудшаются условия пластического деформирования материала в зоне резания, процесс стружкообразования становится нестабильным. Величина радиуса округления режущей кромки оказывает влияние на изменение степени пластической деформации материала, подминаемого резцом, температуры и давления на задней поверхности инструмента и т.д.

Анализируя влияние радиуса округления ρ режущей кромки на силовые характеристики процесса обработки, отметим, что в случае применения инструмента с притупленной режущей кромкой наблюдается значительный рост величины радиальной составляющей силы резания, а тангенциальная и осевая составляющие силы снижаются. Так, при $v = 0,95$ м/с; $S = 0,95$ мм/об; $t = 0,15$ мм и $\rho = 100...120$ мкм составляющая P_y достигает значения 1040 Н, что почти в 2 раза выше, чем для острого резца (575 Н).

Изменение составляющей силы P_y связано с перераспределением соотношения пластически подминаемой и срезаемой частей припуска. Для реза с большим радиусом округления режущей кромки это соотношение существенно выше. Очевидно, интенсивный рост радиальной составляющей силы связан с большой степенью деформации материала, подминаемого резцом, и большей длиной контакта обрабатываемого материала с задней поверхностью инструмента.

Как следствие, в зоне контакта возникает высокая температура (в обоих случаях превышающая 1000 °С), интенсивно отводимая в поверхностный слой обрабатываемой массивной детали. Контактные нагрузки со стороны задней поверхности инструмента в этих условиях достигают 3 ГПа и обуславливают изменение микротвердости материала поверхностного слоя (рис. 3).

Толщина "белого" слоя во впадинах неровностей на обработанной поверхности более чем в 2 раза толще в сравнении с толщиной слоя на вершинах неровностей: при $\rho = 12...16$ мкм – 6 и 2,6 мкм, при $\rho = 80...100$ мкм – 11 и 5,2 мкм соответственно.

Силы резания и характеристики состояния поверхностного слоя детали

Угол наклона режущей кромки λ , °	Радиус округления режущей кромки ρ , мкм	Составляющие силы резания, Н			Состояние поверхностного слоя		
		P_x	P_y	P_z	Параметр шероховатости обработанной поверхности R_z , мкм	Средняя толщина "белого" слоя, мкм	
60	12...16	250	575	400	17	2,6	6
	80...100	200	1040	320		5,2	11
40	12...16	120	410	315	4	–	–
	80...100	95	850	290		3	5

Как видно из полученных результатов, наклеп поверхностного слоя детали из закаленной стали в результате обработки "бреющим резанием" составляет 60...130 %. Упрочнение для случая обработки инструментом с меньшим радиусом округления режущей кромки существенно выше за счет большей контактной нагрузки.

Наибольшее упрочнение материала обработанной детали наблюдается в области вершин неровностей, что связано с интенсивными пластическими деформациями на краях контактного участка инструмента с обрабатываемым изделием.

Анализируя полученные экспериментальные данные, следует отметить, что увеличение радиуса округления ρ режущей кромки, как вследствие ее притупления, так и вследствие увеличения угла наклона λ , приводит к изменениям в структуре и свойствах материала поверхностного слоя (таблица).

Интенсивное трение со стороны задней поверхности инструмента с углом наклона режущей кромки $\lambda = 60^\circ$ способствует росту толщины отбеленного слоя. При обработке острым инструментом с углом наклона режущей кромки $\lambda = 40^\circ$ не вызывает в поверхностном слое структурных превращений.

Таким образом, изменяя геометрические параметры инструмента, можно создавать условия, определяющие физико-механические свойства поверхностного слоя обработанной детали и управлять эксплуатационными свойствами изделия.

Выводы

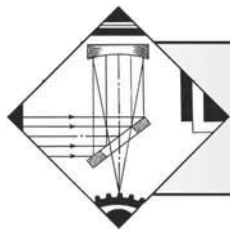
Показано, что при косоугольном безвершинном точении деталей из закаленной стали инструментом, оснащенным ПСТМ на основе КНБ, с увеличенным

радиусом округления режущей кромки ($\rho = 70...120$ мкм) имеют место пластические явления на задней поверхности инструмента и связанный с ними выглаживающий эффект.

Установлен факт образования в поверхностном слое обработанных деталей слаботравящегося "белого" слоя, наиболее интенсивно проявляющегося при обработке в напряженных термобарических условиях обработки. Указанные условия возникают при использовании инструментов с большим радиусом округления ($\rho = 80...100$ мкм) и/или углом наклона ($\lambda = 50...60^\circ$) режущей кромки. Толщина "белого" слоя неравномерна вдоль профиля микронеровностей на обработанной поверхности: во впадинах неровностей она более чем в 2 раза толще в сравнении с толщиной слоя на вершинах неровностей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сверхтвердые** материалы. Получение и применение: В 6-ти т. / Под общ. ред. Н.В. Новикова. Т. 5. Обработка материалов лезвийным инструментом / Под ред. С.А. Клименко. Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля, ИПЦ "АЛКОН" НАН Украины, 2006. 316 с.
2. **Лезово-зміцнювальна** механічна обробка деталей з високоміцного чавуну інструментом з твердого сплаву та НТМ: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.03.01 / Л.І. Пуятіна. К.: ІНМ НАН України, 2004. 19 с.
3. **Tool nose** radius effects on finish hard turning / Y. Kevin Chou, Hui Song // J. of Mat. Proc. Technology. 2004. № 148. P. 259–268.
4. **A comparative** study of hard turned and cylindrically ground white layers / Y.B. Guo, J. Sahn // Intern. J. of Machine Tools & Manufacture. 2004. № 44. P. 135–145.
5. **О структуре** поверхностного слоя стали 100Cr6, обработанной лезвийным инструментом из композита-10 / О.А. Розенберг, В.Г. Делеви, С.Е. Шейкин и др. // Сверхтвердые материалы. 1999. № 5. С. 57–63.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793.7

¹А.А. Андреев, ²С.Н. Григорьев, ³О.В. Соболев, ⁴В.Ф. Горбань,
²М.А. Волосова, ¹В.А. Столбовой, ¹И.В. Сердюк
(¹Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт",
²МГТУ "СТАНКИН", ³Национальный технический университет
"Харьковский политехнический институт",
⁴Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича, г. Киев)
E-mail: aandreev@kipt.kharkov.ua

Особенности получения высокотвердых наноструктурных покрытий из нитрида молибдена вакуумно-дуговым методом

Рассмотрены высокотвердые покрытия из нитрида молибдена, являющиеся перспективным материалом для обработки цветных металлов. Приведены результаты исследования зависимости этих покрытий от давления азота в процессе осаждения. Показано, что твердость может достигать 55 ГПа, т.е. соответствовать сверхтвердому состоянию.

Ключевые слова: нитрид молибдена, наноструктурные покрытия, вакуумно-дуговое осаждение, высокотвердые покрытия, адгезия.

The article addresses the highly rigid coatings of molybdenum nitride, which is promising material for treatment of non-ferrous metals. There are introduced the research results of the dependence of these coatings from the nitrogen pressure while the coating is being deposited. It is shown, that the hardness can run up to 55 GPa, i.e. is equivalent to super hard condition.

Keywords: molybdenum nitride, nanostructured coatings, vacuum arc deposition, highly rigid coatings, adhesion.

Введение

Методом вакуумно-дугового осаждения получены высокотвердые Mo–N-покрытия твердостью более 50 ГПа. Твердость покрытий растет с увеличением давления азота и фокусирующего магнитного поля. Размер кристаллитов для наиболее твердых покрытий Mo–N (более 45 ГПа) находился в интервале 9...14 нм.

При повышении давления азота в процессе осаждения выше определенного значения в объеме покрытия появляются очаги самопроизвольного разрушения (сколы). Число сколов уменьшается при увеличении потенциала подложки и подачи на подложку высоковольтных импульсов.

Характерные для Mo–N-покрытий высокая твердость и низкая растворимость неферромагнитных металлов, таких как Cu, определяют большой интерес, который проявляется к таким покрытиям как к перспективному материалу для обработки цветных металлов.

Покрытия Mo–N можно получить с помощью различных методик, таких как ионно-стимулированное

лучевое осаждение, магнетронное распыление, вакуумно-дуговое осаждение и путем ионной имплантации азота в пленки, покрытые чистым молибденом [1, 2]. Среди этих методик вакуумно-дуговое осаждение является одним из наиболее универсальных процессов благодаря высокой степени ионизации и хорошим адгезионным свойствам получаемых таким способом покрытий.

Из-за многофакторности процесса получения покрытий вакуумно-дуговым способом очень важна материаловедческая проработка связи механических свойств покрытий с технологическими режимами их получения. Основу такой материаловедческой проработки составляют данные по фазовому составу, структуре, субструктурным характеристикам и напряженному состоянию [3, 4].

Исследования в работе [5] показали, что в процессе вакуумно-дугового испарения молибдена при увеличении давления азота от 0,4 до 1,9 Па твердость осажденных покрытий возрастает от 37,5 до 50 ГПа при потенциале подложки –150 В. При увеличении потенциала подложки до –350 В в том же диапазоне

давлений твердость изменялась соответственно от 32,5 до 42,5 ГПа. В диапазоне давлений менее 1 Па фазовый состав покрытий представлял кубическую фазу γ -Mo₂N, при больших давлениях – смесь фаз δ -MoN и γ -Mo₂N.

Однако осаждение покрытий в диапазоне давлений азота более 1 Па является нетехнологичным из-за существенного снижения скорости нанесения вследствие рассеяния атомов молибдена на "газовой мишени". Скорость откачивания (быстродействие откачных средств) также снижается, что увеличивает степень загрязнения рабочего газа азота углеводородами. Поэтому представляет интерес исследование покрытий Mo₂N, осажденных при давлениях азота менее 1 Па.

Установлено, что при давлении около 0,4 Па и потенциале подложки 20 В формируется слой γ -Mo₂N твердостью 32...34 ГПа. Эти результаты были получены с использованием испарителя установки "Булат-3", магнитное поле которого в области катода незначительно.

В испарителях установки "Булат-6", используемых для получения Mo–N-покрытий в данной работе, в области катода существует постоянное стабилизирующее магнитное поле, удерживающее катодные пятна на испаряемой поверхности катода напряженностью до 16 000 А/м, и фокусирующее магнитное поле в области плазменной струи, которое можно изменять в пределах 0...8000 А/м [6].

Присутствие продольного магнитного поля в прикатодном и межэлектродном пространствах приводит к активизации плазмохимических процессов, так как в магнитном поле длина пути и энергия электронов, движущихся вдоль магнитных силовых линий по спиральным траекториям, существенно увеличиваются, что сопровождается дополнительным возбуждением молекул азота электронным ударом, увеличением концентрации атомарного азота, облегчая таким образом, условия образования на поверхности подложки Mo–N-покрытий. Поэтому можно ожидать повышенной твердости покрытий при использовании испарителя "Булат-6", даже если магнитное поле фокусировки равно нулю.

Установлено, что в диапазоне давлений 0,14...0,18 Па твердость покрытий, полученных на испарителе "Булат-6", достигает 55 ГПа. При этом в формируемых на данном испарителе Mo–N-покрытиях наряду с высокотемпературной γ -Mo₂N фазой с кубической решеткой также существует низкотемпературная фаза β -Mo₂N с тетрагональной решеткой.

Цель работы – комплексное изучение влияния технологических параметров получения (испаритель "Булат-6") вакуумно-дуговых Mo–N-покрытий на их

структуру, фазовый состав, напряженное состояние и механические (в том числе трибологические, такие как адгезия и коэффициент трения) характеристики.

Методика проведения исследований

Образцы были получены при использовании серийной вакуумно-дуговой установки "Булат-6". Испаряемый материал – молибден марки МЧВП. Параметры осаждения: сила тока дуги $I_d = 105$ и 160 А; постоянный потенциал подложки $U_{\text{пн}} = -40$ и -200 В; магнитное поле фокусировки – 0; 2800 и 6000 А/м; давление азота в процессе осаждения $p_N = 0,09...0,6$ Па.

Полированные подложки из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н9Т размером 20×20×3 мм и медной фольги толщиной 0,2 мм предварительно промывали щелочным раствором в ультразвуковой ванне. После откачивания вакуумной камеры до давления $\approx 10^{-3}$ Па на подложки подавали отрицательный потенциал –1000 В и при $I_d = 105$ А производили очистку и активацию их поверхности бомбардировкой ионами молибдена в течение 3...4 мин.

Непосредственно после очистки наносили покрытие толщиной 7 мкм. В ряде случаев на подложку в процессе осаждения наряду с постоянным потенциалом смещения подавали импульсы отрицательного потенциала амплитудой 2 кВ, длительностью 10 мкс и частотой следования 7 кГц.

Наноиндентирование проводили с помощью индентора "Микрон-Гамма" с пирамидой Берковича при нагрузке в пределах 0,2 Н с автоматически выполняемыми нагружением и разгрузением на протяжении 30 с, а также записью диаграмм нагружения и разгрузки в координатах $F-h$ (F – нагрузка, h – перемещение индентора). Значения характеристик F , h_{max} , h_p , h_c , H_{IT} , E_{IT} , E_{IT}^* определяли и вычисляли по стандарту ISO 14577-1:2002.

Рентгенодифракционные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3М в CuK_α -излучении в непрерывном и поточечном режимах съемки шагом 0,1...0,2 град при съемке в геометрии $\theta-2\theta$. Обработку полученных данных осуществляли при использовании стандартных методик рентгенофазового, рентгеноструктурного анализа и изучения субструктурных характеристик методом аппроксимации.

Результаты исследований и их обсуждение

Из анализа фрактограмм излома покрытия на медных положениях видно, что при всех исследованных в работе интервалах скоростей осаждения и потенциалов подложки формируется столбчатая (волокнистая) структура со средним размером волокон в сечении

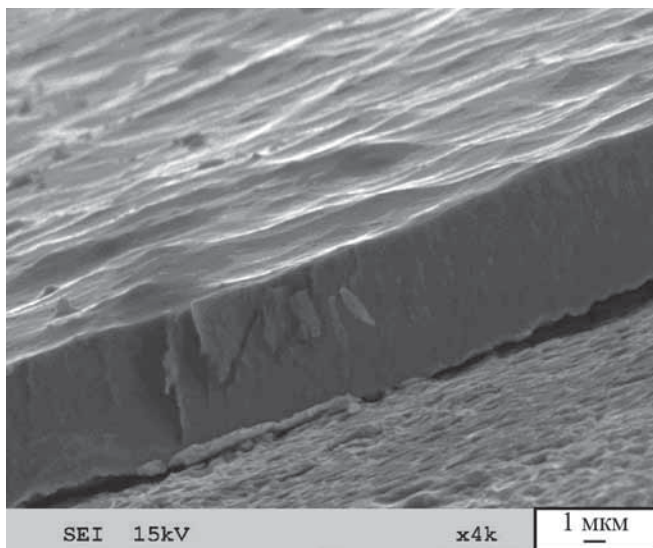


Рис. 1. Структура излома Mo_2N -покрытия, полученного осаждением молибдена в среде азота на медную подложку ($I_d = 160 \text{ A}$, $U_{\text{ин}} = -200 \text{ В}$, $p_N = 0,18 \text{ Па}$)

0,1...0,4 мкм. Типичная структура излома покрытий приведена на рис. 1.

Помимо типичной для всех исследуемых покрытий волокнистой структуры также общим оказалось формирование ячеистого рельефа их поверхности, что может быть связано с неоднородным распылением поверхности ионной бомбардировкой в процессе осаждения.

Твердость покрытий растет с увеличением давления азота особенно быстро в диапазоне 0,05...0,09 Па (рис. 2), в данном случае при отсутствии фокусирующего магнитного поля. Как видно из рис. 2 (кривая 3), при потенциале подложки -40 В и давлении азота около 0,08 Па твердость покрытия достигает 42 ГПа и при дальнейшем увеличении давления твердость покрытий заметно не изменяется.

Осаждение Mo-N -покрытий при потенциале подложки -200 В также обеспечивает высокую твердость покрытий (см. рис. 2, кривая 1), однако она появляется при значительно больших давлениях азота. Это объясняется тем, что при больших потенциалах происходит интенсивное распыление атомов азота, вследствие чего уменьшается его количество в кристаллической решетке Mo_2N .

Подача высоковольтных импульсов на подложку одновременно с $U_{\text{ин}} = -40 \text{ В}$ при $I_d = 160 \text{ A}$ приводит к увеличению твердости в области давлений 0,08 Па (см. рис. 2, кривая 4), которая при дальнейшем повышении давления несколько снижается, что, вероятно, может быть связано с уменьшением ионного тока на подложку, величина которого связана с давлением.

При отсутствии магнитного поля фокусировки твердость покрытия достигает 51 ГПа, однако при

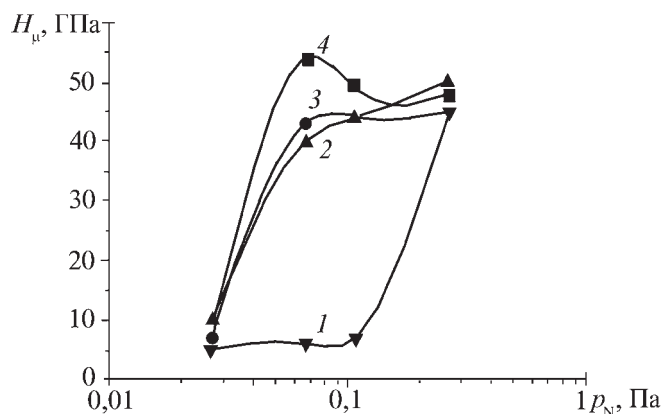


Рис. 2. Зависимости твердости Mo-N -покрытий от давления азота в процессе осаждения при $I_d = 160 \text{ A}$:

1 – $U_{\text{ин}} = -200 \text{ В}$; 2 – $U_{\text{ин}} = -8 \text{ В}$, $U_{\text{ин.и}} = -2000 \text{ В}$; $f = 7 \text{ кГц}$; 3 – $U_{\text{ин}} = -40 \text{ В}$; 4 – $U_{\text{ин}} = -40 \text{ В}$, $U_{\text{ин.и}} = -2000 \text{ В}$; $f = 7 \text{ кГц}$

данных условиях и давлении, превышающем 0,15 Па, появляются сколы на поверхности покрытия, которые обычно сосредоточены в объеме покрытия при сохранении высокой адгезии покрытия к подложке. Места расположения сколов не связаны с дефектами подложки (рисками, царапинами). При этом разрушение покрытия происходит послойно, что хорошо заметно на микрофотографии (рис. 3). С увеличением давления азота число этих сколов увеличивается. Однако в тонких покрытиях (около 2 мкм) такие сколы не появляются [5].

Проведенные исследования показали, что присутствие магнитного поля фокусировки приводит к до-

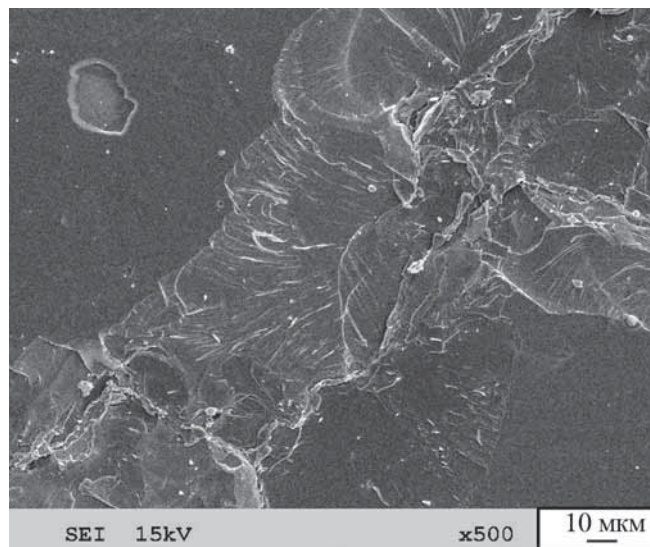


Рис. 3. Скол Mo-N -покрытия, полученного испарением молибдена при напуске в вакуумную камеру азота ($I_d = 160 \text{ A}$; $U_{\text{ин}} = -40 \text{ В}$; $p_N = 0,18 \text{ Па}$)

Таблица 1

Зависимость микротвердости от величины магнитного поля и потенциала на подложке

Номер образца	H_{ϕ} , А/м	$U_{п.п.}$, В	H_{μ} , ГПа	E , ГПа
1	0	—	30	340
2	2800		36	400
3		2000	33	380
4	6000	—	48	490
5		2000	45	470

Обозначения: H_{ϕ} – магнитное поле фокусировки; H_{μ} – микротвердость; E – модуль упругости; $U_{п.п.} = -40$ В; $p_N = 0,09$ Па; $I_d = 105$ А.

полнительному возбуждению частиц азота и активации процессов образования Mo–N-покрытий. Если рассмотреть влияние магнитного поля на твердость покрытий, то при давлениях менее 0,1 Па и низких напряжениях на подложке и силе тока дуги 105 А с увеличением магнитного поля возрастает твердость (табл. 1), что можно объяснить дополнительной активацией азота в магнитном поле и, соответственно, увеличением концентрации азота в покрытии, что, в свою очередь, приводит к возрастанию твердости. Этим подтверждается фактическое смещение кривой зависимости твердости покрытия от давления азота больше, чем на половину порядка в сторону его уменьшения при наличии магнитного поля фокусировки.

При этом наличие высоковольтных импульсов снижает твердость покрытия, что может быть объяснено распылением атомов азота из растущего покрытия. Следует отметить, что вакуумный отжиг при температуре 800 °С в течение 2 ч приводит к снижению твердости покрытий на небольшую величину около 10 %.

При более высоких давлениях (0,2 Па), потенциале –40 В и отсутствии магнитного поля твердость покрытий составляет около 40 ГПа, что связано с увеличением давления и, соответственно, концентрации азота в покрытии (табл. 2).

При магнитном поле фокусировки 2800 А/м, давлении 0,2 Па появляются сколы на поверхности покрытия. Их число также возрастает с увеличением магнитного поля и уменьшается при увеличении потенциала подложки и в присутствии высоковольтных импульсов на подложке (см. табл. 2).

При увеличении напряжения на подложке до 200 В количество азота в покрытии уменьшается за счет его распыления в процессе осаждения, следствием чего является отсутствие сколов, но твердость остается высокой. Как и при более низких давлениях присутствие высоковольтных импульсов приводит к частичному снижению микротвердости и отсутствию сколов (см. табл. 1) за счет уменьшения количества азота из-за его распыления при формировании покрытия.

Типичный рентгенодифракционный спектр Mo–N-покрытий, получаемый при давлениях 0,066...0,4 Па, показан на рис. 4.

Близость основных (наиболее интенсивных) дифракционных рефлексов в покрытиях β -Mo₂N и γ -Mo₂N приводит к их наложению. Поэтому для точного определения состава необходима поточечная съемка с малым шагом сканирования и большой длительностью измерения в точке (более 40 с) не менее чем в двух угловых интервалах. На рис. 5 (в качестве примера) проиллюстрированы спектры, полученные в результате такой съемки. Видно, что наложение рефлексов от β -Mo₂N и γ -Mo₂N фаз приводит к появлению асимметрии профилей. При этом в случае большого шага сканирования или малого времени набора интенсивности в точке при поточечной съемке, а также при непрерывной съемке эффект двухфазности становится сложновывяемым.

Таблица 2

Зависимость микротвердости от величины магнитного поля и потенциала на подложке

Номер образца	H_{ϕ} , А/м	$U_{п.п.}$, В	$U_{п.п.}$, В	H_{μ} , ГПа	E , ГПа	Примечание
1	0	–40	—	40	390	—
2	2800			55	540	Сколы
3		–200	2000	58	580	—
4	51			520	—	

Примечание. $p_N = 0,2$ Па.

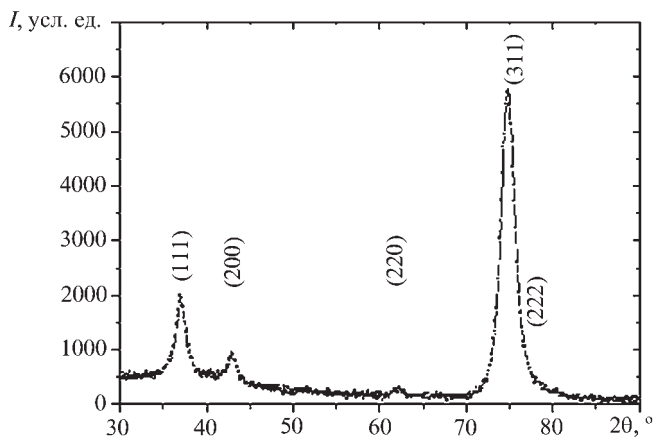


Рис. 4. Рентгенодифракционный спектр Mo–N-покрытий при $U_{\text{пл}} = -40 \text{ В}$, $p_{\text{N}} = 0,08 \text{ Па}$ при длительности накопления в точке 10 с (излучение CuK_α , идентификация по фазе $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$)

Обобщая полученные для всех типов исследованных в работе покрытий результаты по форме дифракционных линий и их ширине, можно сделать вывод о присутствии во всех образцах конденсатов как тетрагональной, так и кубической модификаций Mo_2N , однако в разном процентном соотношении.

Размер кристаллитов Mo_2N , определенный методом аппроксимации, для наиболее твердых покрытий (твердостью более 45 ГПа) находился в интервале 9...14 нм, т.е. такие покрытия являются типично наноструктурными. Покрытия с большим или меньшим размером кристаллитов Mo_2N имели твердость меньше 45 ГПа.

Макронапряженное состояние покрытий, определенное методом многократных наклонных съемок, было сжимающим.

Величина макродеформации для покрытий с наибольшей твердостью (сверхтвердых) достигала больших значений –1,9...–2,0 %. Эти значения соответствуют действию сжимающих макронапряжений величиной –6,5...–6,9 ГПа.

Для высокотвердых Mo–N-покрытий, полученных в режимах, когда не происходит процесс самопроизвольного разрушения в виде сколов, был проведен анализ адгезии к материалу основы и определен коэффициент трения с помощью скратч-тестера. Было установлено, что коэффициент трения высокотвердых покрытий составляет около 0,4 и он не изменяется при внедрении индентора на глубину 120 мкм.

По характеру кривых было видно, что индентор скользит по покрытию, которое несмотря на множественные трещины в покрытии не отшелушилось от подложки, что свидетельствует о его высокой адгезии к подложке. Высокая адгезия также подтверждается минимальным числом сколов на потрескавшемся по-

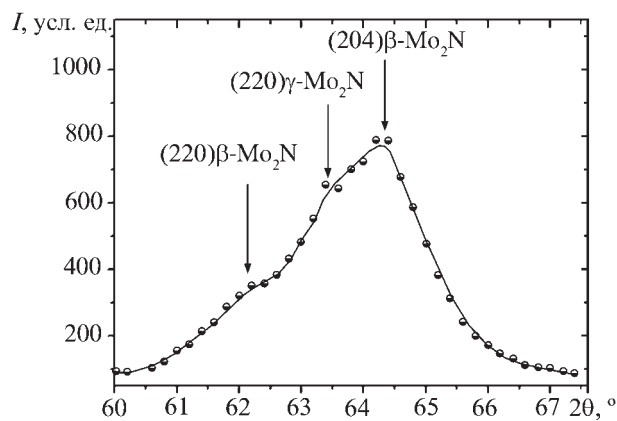


Рис. 5. Участок дифракционного спектра в угловом диапазоне 60...68° наложением линий от двух фаз (спектр снят в поточечном режиме с длительностью накопления 100 с в точке)

крытия в следе, оставленном индентором. Подобные результаты характерны для высокотвердых Mo_2N -покрытий, полученных при различных режимах осаждения.

При обсуждении полученных результатов, прежде всего, необходимо остановиться на морфологии получаемого покрытия, а именно – на формировании волокнистой структуры с осью волокон, направленной в сторону падения пленкообразующих частиц. Появление такой волокнистой кристаллической структуры и межкристаллитное состояние материала (прослойку) можно рассматривать как двухфазное состояние. Такое состояние получается при направленной кристаллизации, как это, например, свойственно кристаллизации эвтектики, когда при плоском фронте кристаллизации, перемещаемом в одном направлении, за счет направленного отвода энергии (тепла) появляются регулярно чередующиеся вытянутые параллельно оси теплоотвода фазы.

В случае получения покрытий из вакуумно-плазменных потоков такими фазами можно считать кристаллиты (кристаллические волокна) и межкристаллитную прослойку, обычно обогащенную примесными элементами. В этом случае расстояние между волокнами, как и размер в сечении самих волокон, должны определяться кинетическими факторами при осаждении, которые, в первую очередь, задаются плотностью потока осаждаемых частиц и температурой поверхности при осаждении.

Второй важной особенностью вакуумно-дуговых Mo–N-покрытий является сосуществование в пределах области гомогенности высокотемпературной $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ и низкотемпературной $\beta\text{-Mo}_2\text{N}$ фаз.

Из сопоставления полученных данных с равновесной диаграммой состояния системы молибден–азот [1]

Таблица 3

Фазовый состав Mo–N-покрытия

Фаза и плоскость отражения	$2\theta, ^\circ$	$d, \text{Å}$	$I, \text{имп./с}$
$\beta\text{-Mo}_2\text{N} (200)$	36,50	2,4616	10
$\gamma\text{-Mo}_2\text{N} (111)$	36,92	2,4346	13
$\gamma\text{-Mo}_2\text{N} (200)$	42,80	2,1128	6
MoN (311)	72,50	1,3037	7
MoN (211)	73,92	1,2821	40
MoN (222)	74,40	1,2751	54
$\gamma\text{-Mo}_2\text{N} (311)$	76,70	1,2425	6

Примечание. 2θ – угол дифракции; d – межплоскостное расстояние; I – интенсивность пика; режим осаждения: $U_{\text{пп}} = -40 \text{ В}$; $I_{\text{д}} = 165 \text{ А}$; $p_{\text{N}} = 0,11 \text{ Па}$; $T_{\text{п}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$.

следует, что процесс синтеза при осаждении молибдена в среде азота приводит к формированию двухфазных покрытий, соответствующих двум равновесным фазам состава Mo_2N .

Согласно диаграмме состояния, низкотемпературный нитрид $\beta\text{-Mo}_2\text{N}$ образуется по перитектической реакции из молибдена и $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ при температурах ниже $850 \text{ }^\circ\text{C}$. В процессе вакуумно-дугового синтеза Mo–N-покрытий характер протекания фазовых превращений, по-видимому, будет определяться избытком или недостатком азота в области гомогенности (20...35 % ат. азота). Температурная область (300...800 $^\circ\text{C}$) соответствует сосуществованию этих нитридных фаз нестехиометрического состава. Их количественное соотношение также будет определяться дефицитом или избытком азота, который попадает в покрытия в процессе синтеза.

Наиболее вероятной причиной сколов является вытеснение избыточных атомов азота на границы при образовании $\beta\text{-Mo}_2\text{N}$ фазы с тетрагональной решеткой, для которой характерна относительно малая область гомогенности. Это может вызвать спонтанное образование многослойности в покрытии. Избыточный азот может скапливаться между слоями с образованием фазы $\delta\text{-MoN}$, параметры решетки которой существенно больше, чем параметры решетки $\beta\text{-Mo}_2\text{N}$.

Происходящие при этом объемные изменения приводят к образованию сколов. Поэтому увеличение потенциала подложки (энергии бомбардирующих ионов), а также присутствие высоковольтных импульсов снижают концентрацию азота в покрытии, уменьшая вероятность появления сколов. При этом процесс образования сколов определяется вероятностью захвата растущим покрытием атомов (ионов) азота.

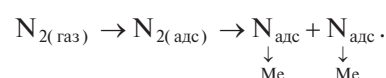
Характерный фазовый состав для образца, полученного в условиях, при которых образуется расслоение, показывает наличие многофазности. Данные рентгеновской дифракции приведены в табл. 3. При этом видно, что наряду с пиками от $\beta\text{-Mo}_2\text{N}$ и $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ фаз в этом случае появляется значительное количество интенсивных линий, принадлежащих $\delta\text{-MoN}$ фазе (см. табл. 3).

Для уяснения механизма влияния на процесс нитридообразования магнитной фокусировки необходимо рассмотреть механизм нитридообразования на поверхности роста покрытия.

С точки зрения механизма процесса азотирования при взаимодействии между атомами активного нитридообразующего металла (Ti, Zr, Cr, Ta и др.) и молекулами азота последние диссоциируют на атомы под влиянием поля атома металла. В результате обмена валентными электронами образуются соединения.

Для менее активных металлов, нитридообразующая способность которых слабее (Mo, Fe), такой механизм образования нитридов не наблюдается.

Именно на предположении о том, что захват азота непрерывно осаждаемым молибденом происходит по механизму молекулярной адсорбции поверхностью роста конденсируемой фазы, ведется обсуждение процесса образования нитридных фаз в работах [7, 8]. По мнению авторов, молекулы азота ($\text{N}_{2(\text{газ})}$) в начале физически адсорбируются на фронте осаждения покрытия в виде нейтральных молекул ($\text{N}_{2(\text{адс})}$), затем происходит их диссоциация и последующая хемосорбция атомов азота ($\text{N}_{\text{адс}}$) на атомах металла (Me):



Данная схема синтеза подходит для системы титан–азот. Однако в случае системы молибден–азот такого механизма химической реакции не происходит. Для того чтобы переход молекул азота в диссоциативное хемосорбированное состояние был энергетически выгоден по вышеприведенной схеме, необходимо обеспечить выполнение соотношения:

$$Q_c > \frac{1}{2} E_d,$$

где Q_c – теплота хемосорбции;

E_d – энергия диссоциации.

Молекула азота является наиболее прочной среди гомоатомных молекул. Энергия диссоциации N_2 на два атома азота $E_d = 941,6 \text{ кДж/моль}$; теплота хемосорбции азота на молибдене $Q_c = 395 \text{ кДж/моль}$, что меньше половины энергии диссоциации. Поэтому прямая реакция перехода молекул азота после физической адсорбции на фронте осаждения молибдена с

последующей диссоциацией на атомы, которые затем хемосорбируются, невозможна без дополнительной активации.

Поэтому при фиксированном давлении азота увеличение магнитного поля приводит к увеличению твердости, а при давлении 0,1 Па и напряженности магнитного поля 6000 А/м – к появлению сколов, что говорит об избыточном количестве азота в покрытии.

Выводы

Проведены исследования зависимости твердости вакуумно-дуговых Mo–N-покрытий от давления азота в процессе осаждения. Показано, что твердость может достигать 55 ГПа, т.е. соответствовать сверхтвердому состоянию.

Увеличение продольного магнитного поля в плазменном потоке увеличивает твердость покрытий.

Размер кристаллитов Mo₂N для наиболее твердых покрытий (твердостью более 45 ГПа) находился в интервале 9...14 нм, т.е. такие покрытия являются типично наноструктурными.

При повышении давления азота в процессе осаждения больше определенного значения в объеме покрытия появляются очаги самопроизвольного разрушения (сколы). К увеличению их числа приводит повышение давления и величины магнитного поля фокусировки.

Вероятной причиной образования сколов является спонтанно образующаяся многослойность покрытия. Избыточный азот может скапливаться между слоями с образованием фазы δ-MoN, параметры решетки которой существенно больше, чем параметры решетки γ-Mo₂N. Происходящие при этом объемные изменения приводят к образованию сколов. Поэтому увеличение потенциала подложки (энергии бомбардирующих ионов), а также присутствие высоковольтных импульсов снижают концентрацию азота в покрытии, уменьшая вероятность появления сколов.

Процесс образования сколов определяется вероятностью захвата растущим покрытием атомов азота, с повышением которой в результате интенсификации физико-химических процессов в приповерхностной области формируемого покрытия (вследствие повышения давления или увеличения магнитного поля) процесс образования сколов в покрытии проявляется снова.

Высокотвердые Mo₂N-покрытия характеризуются высокой адгезией и относительно низким коэффициентом трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Андреев А.А., Саблев Л.П., Григорьев С.Н.** Вакуумно-дуговые покрытия. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2010. 317 с.
2. **Dovovan E.P., Hubler G.K.** et al. Ion-beam-assisted deposition of molybdenum nitride films // Surf. Coat. Technol. 1994. № 66. P. 499–504.
3. **Григорьев С.Н.** Современное вакуумно-плазменное оборудование и технологии комбинированного упрочнения инструмента и деталей машин // Технология машиностроения. 2004. № 3. С. 20–26.
4. **Азаренков А.А., Соболев О.В.** и др. Инженерия вакуумно-плазменных покрытий. Харьков: Изд-во ХНУ им. Каразина, 2011. 344 с.
5. **Kazmanli M.K., Urgen M., Cakir A.F.** Effect of nitrogen pressure, bias voltage and substrate temperature on the phase structure of Mo–N coatings produced by cathodic arc PVD // Surf. Coat. Tech. 2003. № 167. P. 77–82.
6. **Андреев А.А., Соболев О.В.** и др. Влияние режимов вакуумно-дугового осаждения в среде азота на фазовый состав, субструктурные характеристики и механические свойства нанокристаллических покрытий системы Mo–N // Физическая инженерия поверхности. 2010. Т. 8. № 3–4. С. 179–183.
7. **Барвинок В.А., Богданович В.И.** и др. Закономерности формирования покрытий в вакууме // Физика и химия обработки материалов. 1986. № 5. С. 92–97.
8. **Григорьев С.Н., Мельник Ю.А.** и др. Компактный источник пара материала проводящей мишени, распыляемой ионами с энергией 3 кэВ при давлении 0,05 Па // Приборы и техника эксперимента. 2009. № 5. С. 127–133.

УДК 621.9.025.7

В.Н. Гадалов, В.Г. Сальников, Д.Н. Романенко, В.В. Стаинов, С.В. Шестакина
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск),
Б.Н. Квашнин (Воронежская государственная технологическая академия)
E-mail: Gadalov-VN@yandex.ru

Повышение износостойкости режущего инструмента способом конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой*

Рассмотрены технологический процесс и оборудование вакуумно-плазменного нанесения покрытия из нитрида и карбида титана на быстрорежущие стали Р6М5, Р9 и твердые сплавы Т15К6, ВК6, ВК8. Установлено, что при оптимальных технологических режимах нанесения покрытий стойкость режущего инструмента увеличилась в 1,5–3,5 раза.

Ключевые слова: режущий инструмент, износостойкость, покрытие, быстрорежущая сталь, твердый сплав.

Technological process and the equipment of vacuum-plasma drawing of a coating of nitride and carbide of the titan on fast-cutting steels Р6М5, Р9 and firm alloys Т15К6, ВК6, ВК8 are considered. It is established that at optimum technological modes of drawing of coatings, firmness of the cutting tool has increased in 1,5–3,5.

Keywords: cutting tool, wear resistance, coating, high-speed a steel, firm alloy.

Введение

Эффективным средством повышения работоспособности *режущего инструмента* (РИ) является нанесение износостойких покрытий, полученных методом *конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой* (КИБ, PVD) [1, 2]. Метод КИБ обладает рядом достоинств: универсальность технологии, малая энергоемкость, возможность управления процессом для получения наперед планируемых характеристик, быстрота перенастройки, малая инерционность процесса, отсутствие контакта с обрабатываемым материалом и др.

Метод КИБ обеспечивает: высокое качество покрытий; повышение долговечности инструмента, деталей машин, декоративных элементов и других изделий; экономию дефицитных материалов; увеличение производительности, улучшение условий труда; полное отсутствие экологических проблем.

Улучшение эксплуатационных характеристик покрытий заключается в исследовании возможностей новых технологий и оборудования по целенаправленному изменению структуры и свойств пленок. Эти свойства обычно относят к кристаллической структуре, характеризующейся стехиометрическим составом, малым размером зерна, сжимающими остаточными напряжениями, ориентацией роста и плотной микроструктурой.

* Работа выполнена в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг.

Методика проведения исследований

В Юго-Западном государственном университете работы по нанесению покрытий в вакууме ведут на стационарной установке "Булат-3М" (рис. 1). Перед началом работы в рабочую камеру установки загружают инструмент. Недопустима загрузка в камеру установки РИ с остатками оксидных пленок после термообработки, а также напаянного инструмента, содержащего в припое цинк [3].

Упрочненный инструмент в одной загрузке должен быть однотипным по конструкции, сечению и

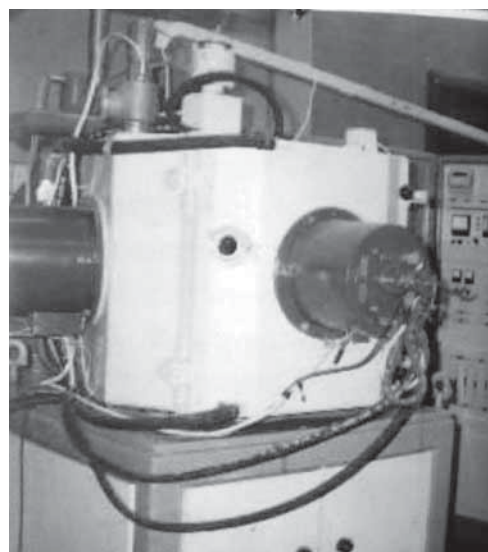


Рис. 1. Установка "Булат-3М"

материалу. Полностью подготовленный к загрузке инструмент можно хранить в специальной таре с поглотителем влаги (не более 8 ч). После загрузки в рабочей камере создается вакуум и подается азот.

На свойства покрытий отрицательно влияет присутствие в камере воздуха с содержанием кислорода порядка $2 \cdot 10^6$ Па, даже при давлении 10^{-6} Па. Дополнительным источником кислорода в камере является его десорбция деталями рабочей камеры установки. Для устранения воздуха из рабочей камеры последнюю перед откачкой промывают аргоном.

При нанесении покрытий из нитрида титана необходимо применять титановый катод чистотой не менее 99,5 %, а также азот чистотой 99,999 %. Подача азота в камеру ведется из баллона с низким давлением $10^{-1} \dots 10^{-2}$ Па.

Повышение давления реакционного газа (азота) приводит к снижению скорости роста слоя покрытия. Очистку поверхности инструмента рекомендуется начинать при достижении в рабочей камере установки вакуума $10^{-3} \dots 3 \cdot 10^{-5}$ Па.

В установках типа "Булат-3М" при определенных напряжениях в вакууме рабочей камеры между электродами (катодом из титана и инструментом-анодом) происходит его пробой и вакуум превращается в проводник. Это связано с процессом перехода некоторой доли материалов электродов в газовую фазу и их ионизацией. При этом у катода возникает плазма с температурой несколько тысяч градусов. Плазменный поток, пересекая электродное пространство со скоростью $10^5 \dots 10^6$ м/с, производит интенсивную бомбардировку поверхности инструмента. Время формирования плазменного канала между электродами составляет $10^{-8} \dots 10^{-9}$ с. Металлическая плазма, генерируемая вакуумно-дуговыми ускорителями на установке "Булат-3М" с холодным катодом, имеет степень ионизации 80...100 %.

В процессе очистки бомбардируемыми частицами (ионами и электронами) происходит удаление газов и нагрев поверхности инструмента, являющегося объектом упрочнения. Разрушение поверхности пленок на поверхности инструмента (очистка) ионизированными частицами идет равномерно. Сначала удаляются атомы, имеющие наиболее слабые связи с поверхностью. Ионы, бомбардирующие поверхность анода, благодаря сжимающей способности электронной оболочки внедряются в поверхностный слой инструмента, смещают атомы кристаллической решетки из равновесного положения и при наличии достаточной энергии способствуют образованию вторичных электронов, которые также участвуют в разрушении химических и сорбционных связей в оксидных пленках на поверхности инструмента. Ионная бомбардировка

позволяет получить атомно-чистую поверхность с высокой сорбционной активностью.

В процессе очистки полностью растравливаются (распыляются) поверхностные слои упрочняемого инструмента. Нагревание до 560...600 °С способствует усилению диффузионных процессов на границе композита. Все приведенное выше обеспечивает высокую адгезию поверхности инструмента 1,5...2,0 МПа к покрытию.

Наибольшее влияние на процесс очистки оказывают плотность тока, давление и температура подложки.

Анализ причин нестабильности качества РИ с износостойкими покрытиями показывает, что одной из важнейших характеристик технологического процесса нанесения покрытий методом КИБ является температура подложки, оптимальное значение которой обеспечивает в дальнейшем высокую работоспособность РИ. Для быстрорежущего инструмента эта температура находится в узком интервале. Так, верхнее ее значение ограничено явлениями разупрочнения быстрорежущей стали, т.е. температурой отпуска (540...560 °С), а нижнее – качеством очистки и термоактивации подложки. Это позволяет формировать покрытие с хорошими адгезионными свойствами и качественной структурой [4].

Процесс синтеза материала покрытия из нитрида титана, частиц металла (титана) и неметалла (азота) происходит вследствие реакции титана и азота [5].

Образование молекул из атомов происходит за счет электростатических сил (взаимного притяжения частиц с разноименными зарядами) и сил квантово-механического характера (донорно-акцепторного обмена электронами). Находясь в газообразном состоянии, молекулы (агрегаты молекул) первоначально адсорбируются на поверхность инструмента, имеющего меньшую температуру, а затем конденсируются, переходя в твердое состояние, т.е. в покрытие. При этом процессы адсорбции и конденсации предшествуют адгезии, непосредственно влияя на адгезионную прочность. Наибольшее влияние на свойства инструмента оказывают сила тока и время напыления, давление газа, энергия очистки.

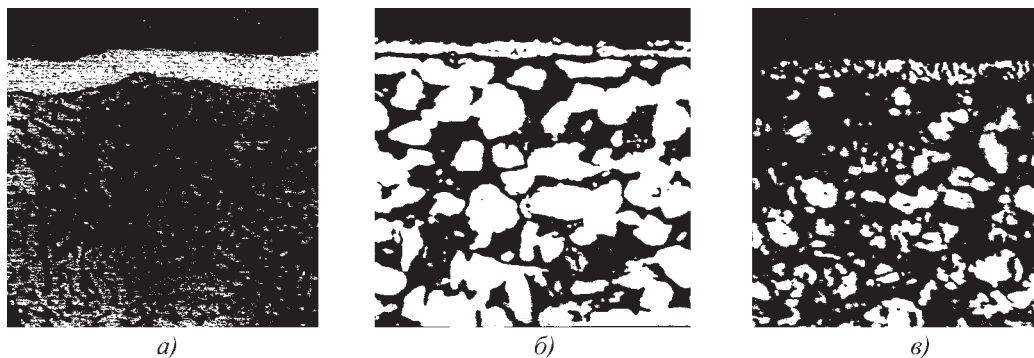
Разогрев инструмента или деталей производили в неподвижном состоянии катодом, располагаемым против хвостовиков инструмента, что обеспечивает равномерный прогрев инструмента по всей длине.

Контроль температуры осуществляли с помощью радиационного пирометра "Смотрич" с пределами измерения 300...700 °С.

Технологические свойства износостойкого покрытия контролировали тремя параметрами: твердостью, измеряемую микротвердомером ПМТ-3; толщиной – прибором МТ-41НЦ и прочностью покрытия, опре-

Рис. 2. Микроструктуры TiN-покрытия на:

а — стали Р6М5 (×1600);
б — сплаве Т15К6 (×800);
в — сплаве Т15К6 после глубокого травления (×800)



деляемой визуально — по наличию отслаивания покрытия или склерометрическим методом [6].

Оптимальные режимы нанесения покрытий из нитрида титана на композиционный инструмент из стали Р6М5, Р9, на пластины из твердых сплавов Т15К6, ВК6, ВК8 [7]: давление азота $10^{-2} \dots 3,8 \cdot 10^{-3}$ Па; напряжение на подложке в процессе осаждения $U_n = 110$ В; потенциал ионной бомбардировки $U_{и.б} = 830$ В; время ионной бомбардировки поверхности $t_{и.б} \sim 2000$ с; расстояние от катода до подложки $L = 0,2 \dots 0,3$ м; температура нагрева $T = 550$ °С.

Окончание очистки контролировали по отсутствию микродуг. Толщина покрытия составляла 4...6 мкм, микротвердость находилась в пределах 25...27 ГПа, отслаивание материала не наблюдали.

На рис. 2 *а, б* представлены микроструктуры TiN-покрытия на быстрорежущей стали Р6М5 и твердом сплаве Т15К6.

Особенности TiN-покрытия изучали с помощью светового микроскопа МИМ-8. Шлифы изготавливали на поперечном сечении образцов. Травление проводили в реактиве: 20 % HF; 20 % HNO₃; остальное H₂O.

Слой TiN-покрытия имеет практически одинаковый характер по толщине после КИБ. На рис. 2, *в* в структуре перетравленного покрытия видна характерная столбчатая форма кристаллов в направлении их роста перпендикулярно поверхности подложки, что подтверждается данными рентгеноструктурного анализа о наличии кристаллографической текстуры фазы TiN. Причиной столбчатого строения является отсутствие фазовых границ (микрослоистости) при конденсации покрытий, т.е. отсутствие структурного фактора торможения трещины.

Как известно, свойства покрытия прежде всего зависят от его химического состава. В зависимости от условий получения химический состав покрытия может отличаться от стехиометрии TiN_{1,0} как в сторону увеличения, так и уменьшения азота. Анализ химического состава исследуемых покрытий, выполненный на оптико-эмиссионном спектрометре "Foundrymate",

показал, что их состав близок к стехиометрическому. Содержание Ti и N составляет соответственно 50,78 и 49,22 % ат., а соединение отвечает формуле TiN_{0,97}.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3М в CuK_α-излучении с фокусировкой по Бреггу—Брентано. Качественный фазовый анализ осуществляли на основании сравнения полученных результатов со стандартами картотеки ICPSDS. Периоды решетки определяли по линиям (110) и (004), а уровень микроискажений — по линии (201).

Остаточные напряжения первого рода вычисляли методом $\sin^2 \psi$ по линии (211) с учетом упругих постоянных (модуля Юнга и коэффициента Пуассона). Для разделения рефлексов покрытия и подложки снимали дифрактограммы от подложки с механически удаленным покрытием. Материалом исследования были многослойные и двухслойные покрытия из карбида и нитрида титана толщиной 3...5 мкм, нанесенные при различных потенциалах смещения на подложке и чередованием слоев.

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ соотношения интенсивностей при сопоставлении участков дифрактограмм позволяет однозначно связать рефлексы на рис. 3 как отражения, принадлежащие карбиду титана.

Сопоставление соотношений интенсивностей рефлексов из карбидо- и нитридотитановых покрытий показывает, что слой карбида практически бесструктурен, а для слоя нитрида характерна слабовыраженная текстура <111>. Для двухслойных TiC—TiN покрытий у карбида текстура <110> слабо выражена, а у нитрида текстура <111> выражена сильно.

Параметры решеток однослойных покрытий TiC и TiN составляют соответственно 4,343 и 4,241 Å, в двухслойных TiN—TiC и TiC—TiN — 4,332–4,252 и 4,331–4,239 Å соответственно.

Покрытия из TiC характеризуются значительно меньшими искажениями решеток $\Delta a/a \cong (2,41 \dots 3,2) \cdot 10^{-3}$

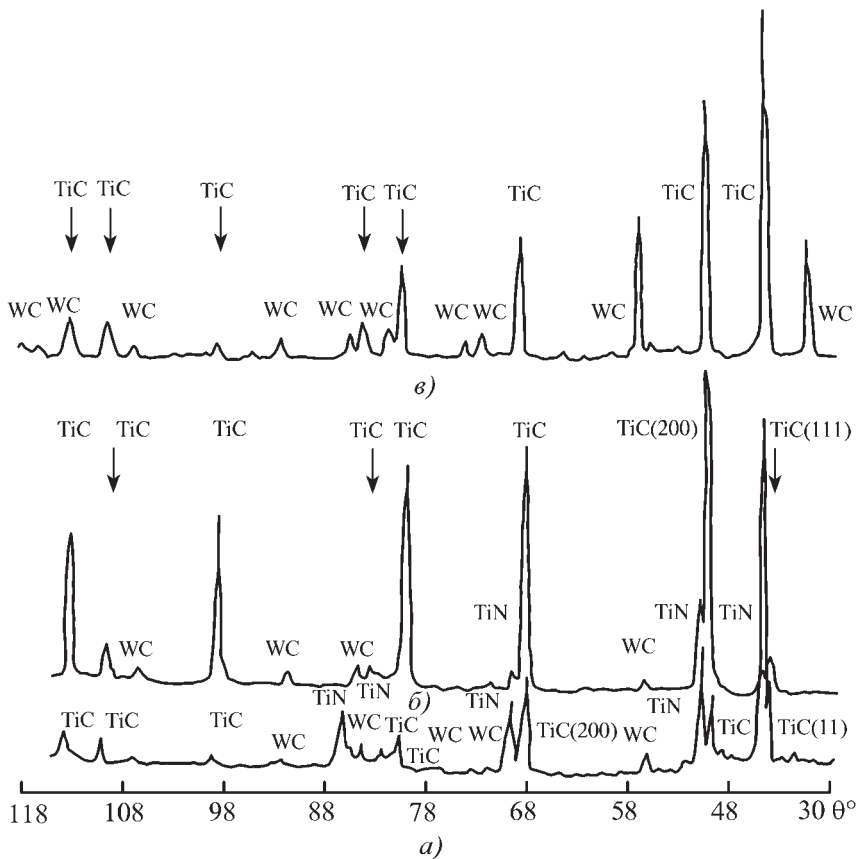


Рис. 3. Фрагменты дифрактограмм покрытий, нанесенных на подложку из твердого сплава Т15К6:

а – двухслойное покрытие (внутренний слой TiC, внешний TiN); *б* – двухслойное покрытие (внутренний слой TiN, внешний TiC); *в* – многослойное покрытие TiC

Остаточные напряжения в ионно-плазменных покрытиях на твердых сплавах являются растягивающими и они значительно больше, чем у многокомпонентных покрытий.

Для исследования структуры поверхности TiN-покрытия использовали атомно-силовой микроскоп, который позволяет получать трехмерное изображение и профилограмму для любого выбранного сечения.

На рис. 4 приведены топография и профилограммы поверхностей ионно-плазменных покрытий из нитрида титана на твердом сплаве Т15К6 толщиной 1,0...3,0 мкм, полученные с помощью микроскопа "Nano-RpTM Atomic Force Microscope".

Анализ профилограмм поверхностей, полученных по сечению, перпендикулярному текстуре шероховатости

и плотностью дислокаций $\rho \cong (4,5...6,2) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, в то время как покрытия из TiN имеют значительно большие величины $\Delta a/a \cong (7,0...7,2) \cdot 10^{-3}$ и $\rho \cong (4,1...4,3) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

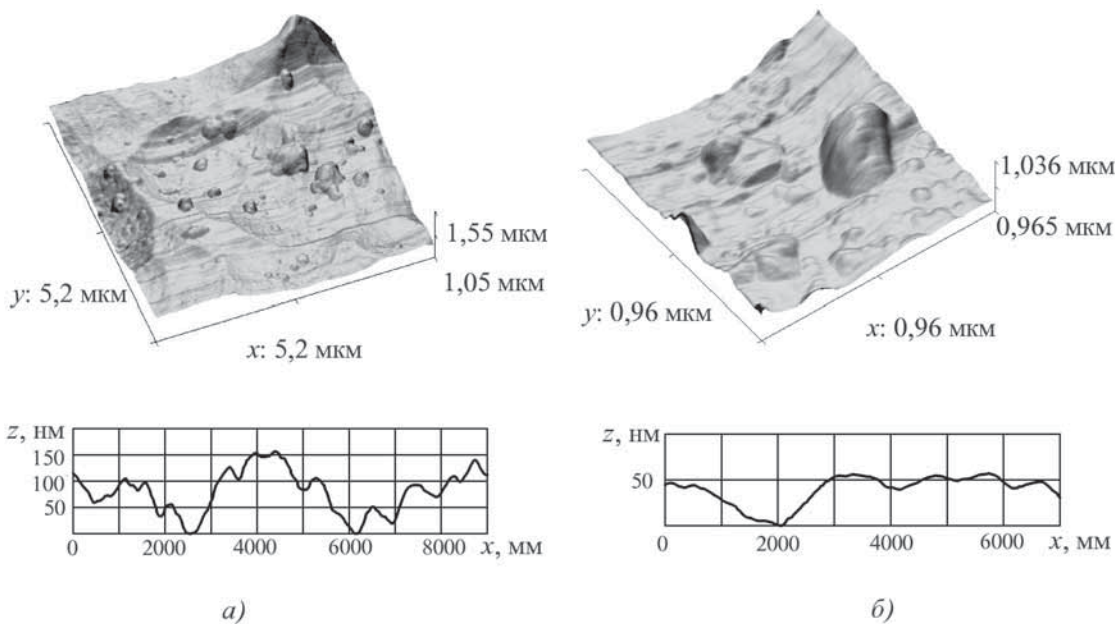


Рис. 4. Топография и профилограммы поверхностей ионно-плазменных покрытий TiN на твердом сплаве Т15К6 толщиной, мкм: а – 1,0; б – 3,0

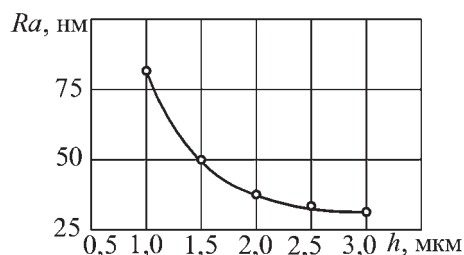


Рис. 5. Изменение параметра шероховатости ионно-плазменного покрытия TiN от его толщины

тостей, показывает, что при увеличении толщины слоя покрытия его шероховатость уменьшается.

На рис. 5 показано изменение параметра шероховатости Ra : с увеличением толщины покрытия от 1,0 до 3,0 мкм значение Ra уменьшается примерно в 3 раза.

Исследования оценки прочности сцепления ионно-плазменных покрытий методом царапания показали, что наибольшей адгезионной прочностью обладают многокомпонентные (Ti, Zr)CN-покрытия, а наименьшей – TiC и TiN.

Упрочнение инструмента нитридом титана позволило повысить его стойкость в 1,5–1,7 раза при обработке сплава VT20 со скоростью резания 80 м/мин.

При упрочнении инструмента методом вакуумно-плазменной обработки обеспечивается чистота процесса, безотходность, экологическая безопасность.

Заключение

Данный метод за счет его высокой технологичности позволяет наносить композиционные и многослойные покрытия различных составов на основе

карбидов и нитридов металлов на конструкционные и инструментальные материалы [1]. Покрытия сложного состава, содержащие цирконий, алюминий и др., имеют высокие эксплуатационные свойства в сравнении с РИ с покрытием TiC и TiN. Период стойкости РИ с вакуумно-плазменными покрытиями увеличивается в 1,5–3,5 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гадалов В.Н., Болдырев Ю.В., Романенко Д.Н. и др. Применение тонкопленочных покрытий для повышения стойкости режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 5. С. 22–25.
2. Гадалов В.Н., Романенко Д.Н., Скрипкина Ю.В. и др. Износостойкие ионно-плазменные покрытия для режущего инструмента // Технология машиностроения. 2010. № 7. С. 25–29.
3. Кострижицкий А.И., Карпов В.Ф., Кабанченко М.П. и др. Справочник оператора установок по нанесению покрытий в вакууме. М.: Машиностроение, 1991. 176 с.
4. Внуков Ю.Н., Марков А.А., Лавров Л.В. и др. Нанесение износостойких покрытий на быстрорежущий инструмент. Киев: Техника, 1992. 143 с.
5. Гадалов В.Н., Лотырев А.Г., Во Тхань Бак. Покрытия для твердосплавных режущих инструментов с повышенной износостойкостью // Материалы и упрочняющие технологии – 97. Курск: КГТУ, 1997. С. 43–45.
6. Гадалов В.Н., Бредихина О.А., Камышников Ю.П. и др. Использование метода склерометрии для оценки металлов и сплавов с электрофизическими покрытиями // Новые материалы и технологии в машиностроении. Брянск: БГИТА. 2006. Вып. 6. С. 10–15.
7. Бондаренко В.А., Богодухов С.И. Обеспечение качества и улучшение характеристик режущих инструментов. М.: Машиностроение, 2000. 144 с.



ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ И ТЕПЛОТЕХНОЛОГИЯХ

А.А. Кудинов, С.К. Зиганшина

2011. – 374 с. ISBN 978-5-94275-558-4

Цена 1200 р.

Рассмотрены вопросы энергосбережения в теплоэнергетических установках. Представлены результаты экспериментальных исследований, математические модели тепло- и массообменных процессов, методики теплотехнических расчетов теплообменников различного назначения. Обобщены данные экспериментально-теоретических работ в области создания новых тепловых схем котельных установок, конструкций вращающихся регенеративных воздухоподогревателей и вакуумных деаэраторов, совершенствования тепломеханического оборудования паротурбинных и парогазовых ТЭС.

Предназначена для инженерно-технических работников энергетической промышленности, будет полезна преподавателям, аспирантам и студентам теплоэнергетических специальностей вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы: по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

В.Н. Малышев (Российский государственный университет нефти и газа им. И.М. Губкина, г. Москва)
E-mail: vmal@inbox.ru

Рекомендации по снижению энергоемкости формирования МДО-покрытий

Приведены накопленные практикой способы и методы снижения энергоемкости и повышения производительности формирования покрытий, формируемых методом микродугового оксидирования. Даны предложения по оптимизации формирования керамических покрытий для различных условий изнашивания.

Ключевые слова: микродуговое оксидирование, энергоемкость, покрытие, износостойкость.

The accumulated practice techniques and methods for reducing the energy intensity and increasing the productivity of coatings formed by microarc oxidation method are presented. The ways of optimization the ceramic coatings formation for different conditions of wear are suggested.

Keywords: microarc oxidation, energy intensity, coating, wear resistance.

Введение

Метод микродугового оксидирования (МДО) представляет собой один из современных способов формирования керамических, высокопрочных, износостойких покрытий [1–3], который позволяет существенно расширить спектр использования алюминиевых сплавов в промышленном производстве. Важнейшую роль при формировании покрытий с определенной структурой играет токовый режим в МДО-процессе.

В [4] отмечается, что в зависимости от применяемой формы тока (или токовых импульсов) структура и свойства покрытий резко отличаются. Формирование износостойких МДО-покрытий осуществляется преимущественно в анодно-катодном режиме (АКМДО) при последовательном чередовании положительных и отрицательных импульсов тока, организация следования которых может быть выполнена с различной частотой.

Опыт формирования покрытий в АКМДО на больших партиях деталей (серии от 500 до 2000 деталей) показал, что для серийного и мелкосерийного производства необходимо изыскание путей по снижению энергоемкости и сокращению времени формирования покрытий.

Снижение энергоемкости достигается выбором оптимальных режимов (состав электролита, токовые характеристики процесса) для конкретной детали, а также применяемой технологической оснасткой.

Виды технологической оснастки

В большинстве случаев необходимо упрочнять лишь небольшую рабочую поверхность, которая занимает, как правило, не более 10...20 % поверхности всей детали. Использование при этом правильно

сконструированной технологической оснастки позволяет значительно сэкономить электроэнергию, так как обработке подвергается лишь необходимая рабочая поверхность детали. По ориентировочным оценкам потребление электроэнергии можно снизить до 3 раз, учитывая стоимость технологической оснастки, или за это же время обработать большее число деталей.

Поиск различных конструкций технологической оснастки с учетом ее долговременного использования привел к необходимости применения конструкций преимущественно закрытого типа, т.е. когда вся деталь полностью закрыта (экранирована), исключая требуемую для обработки рабочую поверхность. При этом, если деталь мала по размерам и рабочая поверхность под МДО-обработку также незначительна, целесообразно конструировать технологическую оснастку таким образом, чтобы в ней можно было разместить как можно большее число деталей (рис. 1).

При формировании покрытия на внутренних поверхностях в качестве катода используется электрод, проходящий через все детали (проволока или пластина), с зазором до поверхностей деталей (анода) не менее 2...3 мм.

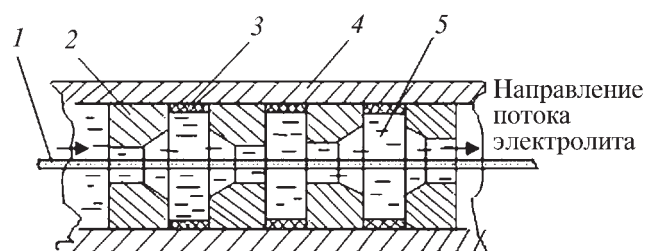


Рис. 1. Технологическая оснастка для деталей малых размеров: 1 – катод; 2 – детали; 3 – проставочные изоляционные кольца; 4 – анод; 5 – электролит

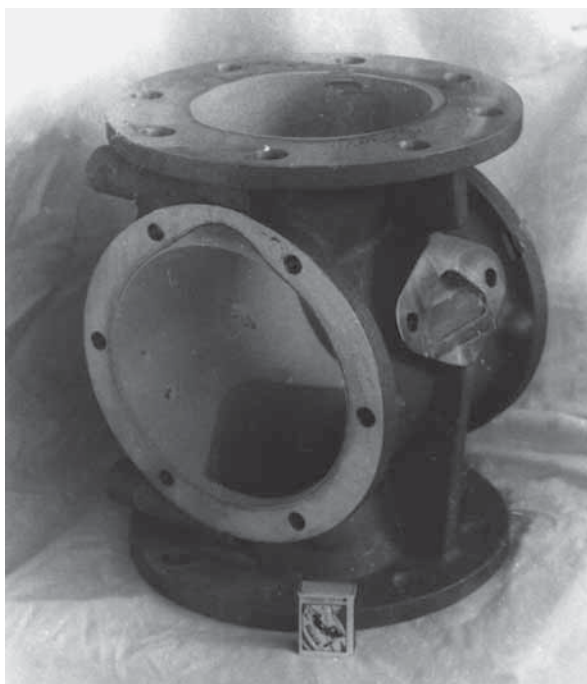


Рис. 2. Корпус воздуховодки, обработанный по внутренним поверхностям методом МДО, с применением технологической оснастки для прокатки электролита

Детали вместе с технологической оснасткой либо погружают в большую ванну с электролитом (объемом более 200...500 л), либо при формировании покрытия только на внутренних поверхностях (рис. 2), электролит прокачивают внутри детали, заполняя весь внутренний ее объем через технологическую оснастку.

В этом случае необходимо правильно рассчитать скорость прокатки электролита, поскольку, во-первых, образующиеся в процессе МДО газы должны быть удалены из зоны обработки потоком перекачиваемого электролита, а во-вторых, изменяя скорость прокатки, можно регулировать температурный режим.

Как показали собственные исследования, наиболее оптимальной скоростью прокатки является скорость в диапазоне 2...5 м/с, которая обеспечивается применением электронасоса относительно небольшой мощности (0,2...0,5 кВт). Результатом работы автора в этом направлении явилась разработка устройства для формирования электрохимических покрытий на внутренней поверхности трубы [5].

Выбор материала противоэлектрода

При формировании покрытия на внутренних поверхностях детали одним из существенных моментов является выбор материала катода. На основании многочисленных экспериментов с использованием различных материалов (от коррозионно-стойкой стали до сплавов с W) наилучшим, с точки зрения долговеч-

ности, оказался электрод из титанового сплава ВТЗ. Все другие материалы выдерживают не более 3–4 использований, так как начинают корродировать и оказывают неконтролируемое влияние на состав электролита, что естественно отражается на качестве формируемых покрытий.

Как показали исследования [6], изменением частоты следования импульсов положительной и отрицательной полярности можно также добиться повышения производительности процесса и улучшить качество формируемых покрытий. С повышением частоты улучшается структура покрытий, повышается микротвердость, а также износостойкость. Наиболее интенсивно увеличение износостойкости и микротвердости отмечается в диапазоне частот 50...500 Гц. Поэтому для получения высокоизносостойких МДО-покрытий частоту импульсов анодного и катодного токов следует задавать в диапазоне 500...600 Гц, не более, так как дальнейшее увеличение частоты не приводит к существенному повышению износостойкости.

Электролиты-суспензии

Другим путем, способствующим повышению производительности, а следовательно, косвенным образом снижающим энергопотребление, является применение электролитов-суспензий [6, 7]. Благодаря наличию в электролите взвешенных частиц резко интенсифицируются все процессы формообразования поверхностной пленки. Хотя классический электрофорез в исследуемых электролитах-суспензиях четко не прослеживается, присутствие в электролите твердых частиц способствует модифицированию формируемого покрытия таким образом, что в составе поверхностной керамической пленки обнаруживаются введенные в электролит порошковые материалы, которые, практически не изменяясь структурно, встраиваются в решетку формируемого оксида.

Однако специфические условия протекания микродуговых разрядов (высокие температуры и давление в зоне разрядного канала) вызывают термолит электролита вместе с содержащимися в нем взвешенными частицами твердого вещества в зоне пробоя, прохождение плазмохимических реакций на поверхности оксидируемого материала и обеспечивают синтез химических соединений, локализующихся в оксидной матрице с различной степенью однородности.

Распределение механических свойств по толщине покрытия

Исследованиями состава и структуры упроченного слоя [2, 6, 8] установлено, что он неоднороден по составу и имеет градиент механических свойств с областью экстремальных значений в диапазоне толщин

30...90 мкм. Это составляет примерно от 0,15...0,45 до 0,6 от общей толщины покрытия λ , причем практически не зависит от режима МДО (состава электролита, токовых характеристик процесса и т.п.).

На основании собственных экспериментальных данных [2, 6, 8], а также работ, проведенных под руководством В.А. Федорова [9], можно утверждать, что характер распределения механических свойств по толщине покрытия λ имеет общую закономерность (рис. 3). Эта закономерность заключается в том, что изменение механических свойств HV и износостойкости I_h для различных режимов МДО имеет одинаковый характер, с тем лишь отличием, что с изменением концентрации компонента С (*жидкого стекла* (ЖС)) в электролите происходит смещение области оптимальной зоны МДО-покрытия (зоны, характеризующейся высокими трибомеханическими свойствами) во внешнюю, относительно номинального размера, сторону.

Рассмотрим, как это влияет на определение основных размеров упрочненного слоя.

В общем случае толщина λ МДО-покрытия является функцией ряда параметров – основных факторов режима формирования, важнейшими из которых являются

$$\lambda = f(C, j, I_k / I_a, \tau),$$

где С – концентрация добавочного компонента в базовый щелочной (на основе КОН) электролит, г/л;

j – плотность анодного тока, А/дм²;

I_k / I_a – соотношение катодного и анодного токов;

τ – время, мин.

Если учесть, что формирование покрытий ведется преимущественно в гальваностатическом режиме, т.е. $j = \text{const}$, и принимая $I_k / I_a = 1,0 = \text{const}$, то толщина покрытия будет определяться только параметрами С и τ .

На основании многочисленных экспериментов получены основные зависимости видов $\lambda = f(C)$ и $\lambda = f(\tau)$

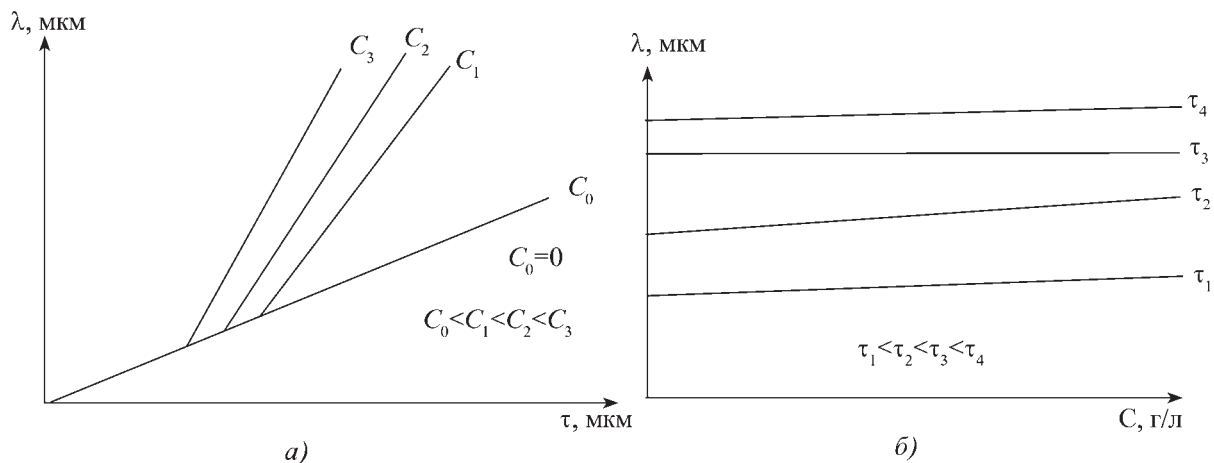


Рис. 4. Зависимости толщины МДО-покрытия от времени обработки (а) и концентрации ЖС в электролите (б)

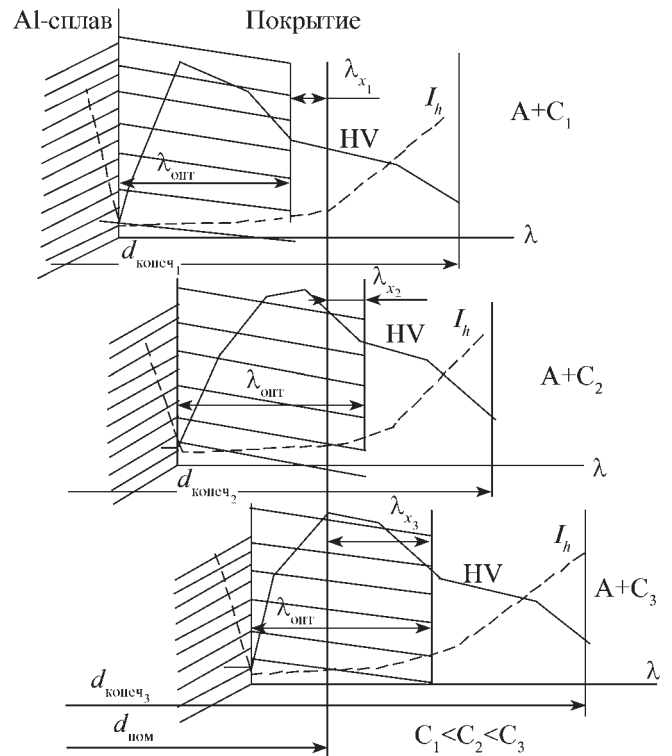


Рис. 3. Схема определения основных размеров упрочненного слоя МДО, сформированного в различных режимах

(рис. 4). Из схемы (см. рис. 3) очевидно, что номинальный размер определяется следующим образом:

$$d_{\text{ном}} = d_{\text{кон}}^i - 2(\lambda_i - \lambda_{\text{опт}} \pm \lambda_{xi}), \quad (1)$$

где $d_{\text{кон}}^i$ – конечный размер после МДО-обработки в различных (i-х) режимах, мкм;

λ_i – общая толщина сформированного в этих режимах покрытия, мкм;

$\lambda_{\text{опт}}$ – оптимальная зона экстремальных значений механических свойств, величина относительно по-

стоянная, равная 85...100 мкм (чуть меньше плотного слоя);

λ_{xi} — размер зоны покрытия от номинального размера, ограничивающий область экстремальных значений механических свойств, мкм.

Очевидно, что для повышения надежности работы пар трения (в особенности прецизионных, в таких узлах, как подшипники скольжения, плунжерные пары и т.п.) необходимо оптимизировать поле допуска на механическую обработку и вывести его зависимость от технологических параметров режима.

Чтобы сопряжение работало в зоне максимальных механических характеристик МДО-покрытия с учетом существующего градиента механических свойств по толщине (см. рис. 3), необходимо назначать поле допуска под механическую обработку таким образом, чтобы в зависимости от принятых технологических режимов формирования необходимый номинальный размер попадал в зону оптимальной толщины покрытия, т.е. λ_{xi} должен быть всегда положительным. Этим обеспечивается наиболее длительная эксплуатация трибосопряжений.

В формуле (1) наибольшую трудность представляет определение величины λ_{xi} . Однако на основании данных, представленных на рис. 4, б, можно сделать вывод, что величина λ_{xi} с достаточной для практического применения точностью может быть определена по зависимости

$$\lambda_{xi} \approx aC_i,$$

где a — некоторая постоянная, учитывающая условия формирования покрытия (угловой коэффициент семейства прямых на рис. 4, а).

Таким образом, для определения номинального размера можно предложить зависимость следующего вида:

$$d_{ном} = d_{кон} - 2(\lambda - \lambda_{опт} \pm aC).$$

Оптимизация толщины покрытия

По износостойкости МДО-покрытия сравнимы и даже превосходят такие известные традиционные износостойкие материалы, как композиционные материалы на основе карбидов вольфрама, двухфазные боридные покрытия, модифицированные слои, получаемые с использованием вакуумных ионно-плазменных технологий и т.п. Это предопределяет возможность их использования для повышения износостойкости узлов трения, подверженных наиболее разрушительному виду изнашивания — абразивному.

Применение керамических МДО-слоев для защиты от этого вида изнашивания гораздо эффективнее в сравнении с боридными слоями, получаемыми на сталях, поскольку толщина боридного слоя не превы-

шает 0,0...0,1 мм, в то время как МДО-покрытие можно получить толщиной до 0,4...0,5 мм.

Кроме того, в условиях абразивного износа сказывается основной недостаток боридных слоев — хрупкость, связанная с высокой твердостью боридных фаз (FeB — 18...22 ГПа, Fe_2B — 15...18 ГПа [10]) и различием в знаках внутренних остаточных напряжений боридов и переходной зоны. МДО-покрытия не подвержены столь хрупкому разрушению даже в условиях деформирования, что и обуславливает их повышенную износостойкость.

С учетом особенностей строения и изменения механических свойств керамических покрытий по толщине для обеспечения высокой износостойкости трущихся сопряжений при наличии абразивных частиц покрытие следует формировать толщиной не менее 0,25...0,30 мм. Такая толщина является оптимальной в технологическом отношении, поскольку увеличение ее свыше 0,3 мм уже становится нерациональным с точки зрения расхода электроэнергии.

Для условий неабразивного трения минимальная толщина, обеспечивающая достаточно долгую эксплуатацию трущегося сопряжения, должна быть не менее 0,1 мм (с учетом снятия поверхностного слоя в процессе приработки, т.е. общая толщина — не менее 0,15 мм).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Марков Г.А., Терлеева О.П., Шулепко Е.К. Микродуговые и дуговые методы нанесения защитных покрытий // Сб. МИНХиГП им. И.М. Губкина. 1985, Вып. 185. С. 54–66.
2. Malyshev V.N. Mikrolichtbogen-oxidation — ein neuartiges verfahren zur verfestigung von aluminiumoberflaechen // Metalloberflaechen. 1995. № 8. С. 606–608.
3. Malyshev V.N. Neue anwendungsmoeglichkeiten fuer aluminium // Metalloberflaechen. 2006. № 1–2. С. 28–29.
4. Марков Г.А., Шулепко Е.К. Токовые режимы и переход к микродуговой стадии оксидирования // Защита металлов. 1995. Т. 31. № 6. С. 643–647.
5. А. с. 1323611 СССР, С 25 Д 7/04, 19/00. Устройство для нанесения электрохимических покрытий на внутреннюю поверхность трубы / Мальшев В.Н. Опубл. 1987. БИ № 26.
6. Мальшев В.Н. Упрочнение поверхностей трения методом микродугового оксидирования: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Москва: РГУ нефти и газа им. И.М. Губкина, 1999. 59 с.
7. Мальшев В.Н., Зорин К.М. Формирование керамических покрытий методом микродугового оксидирования в электролитах-суспензиях // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 1. С. 34–39.
8. Петросянц А.А., Мальшев В.Н. и др. Кинетика изнашивания покрытий, нанесенных методом микродугового оксидирования / Трение и износ. 1984. Т. 5. № 2. С. 353–357.
9. Федоров В.А., Великосельская Н.Д. Взаимосвязь фазового состава и свойства упрочненного слоя, получаемого при МДО алюминиевых сплавов // Химическое и нефтяное машиностроение. 1991. № 3. С. 31–32.
10. Антикоррозионные покрытия / Тр. 10-го Всесоюзного совещания по жаростойким покрытиям. Л.: Наука, Ленингр. отделение, 1983. 303 с.

УДК 631.794:621.791

А.М. Михальченко (Российская открытая академия транспорта (МИИТ)),
 И.В. Козарез, С.И. Будко (Брянская государственная сельскохозяйственная академия),
 А.П. Ковалев (Брянский филиал МИИТ)
 E-mail: cit@bgsha.com

Структура и свойства одно- и двухслойной износостойкой наплавки при восстановлении деталей

Выявлено, что двухслойная наплавка с нанесением первого относительно нетвердого слоя и второго — высокой твердости позволяет в значительной мере снизить негативное влияние остаточных напряжений и избежать появление трещин восстановленной детали при обеспечении абразивной износостойкости.

Ключевые слова: абразивное изнашивание, ударные нагрузки, двухслойная наплавка, микротвердость, остаточные напряжения, трещинообразование, микроструктура.

Double layer surfacing of the application of the first, relatively shaly layer and a second high hardness can greatly reduce the negative impact of residual stresses and avoid fissures damages recovered parts while ensuring abrasive depreciation.

Keywords: abrasive depreciation, shock loading, double layer melting, microhardness, residual stresses, cracking, microstructure.

Широкое применение электродных материалов, обеспечивающих высокую твердость наплавленного металла (50 HRC и более), позволило в значительной степени повысить ресурс деталей рабочих органов машин, использующихся при обработке почвы, разработке грунтов, восстановлении строения железнодорожного пути (сельскохозяйственные машины, строительная и землеройная техника, путевые машины) путем устранения износов, образовавшихся вследствие различных видов абразивного изнашивания [1]. В то же время высокая износостойкость покрытий к образованию трещин в определенной мере ограничивает использование таких упрочняющих технологий.

При восстановлении деталей, эксплуатирующихся в вышеуказанных условиях, наряду с использованием однослойной наплавки изношенных изделий, достаточно часто применяется двухслойная (реже многослойная). В данном случае первый от основного металла слой невысокой твердости играет роль "демпфера" и снижает вредное влияние ударных воздействий, а твердый поверхностный слой противостоит изнашиванию [2]. Кроме того, подобный способ позволяет уменьшить достаточно высокий уровень остаточных напряжений, создающих условия к образованию трещин, которые присущи наплавленному металлу электродами, обеспечивающими высокую твердость поверхности.

Как правило, исследования, направленные на создание технологий двухслойной наплавки, сводятся к подбору режимов и электродных материалов применительно к конкретной детали, часто оставляя в стороне изучение ряда факторов, оказывающих существенное влияние на эксплуатационные показатели

восстановленной детали. Так, не уделяется соответствующего внимания проверке механических свойств; изменению микроструктуры восстановленной детали непосредственно в области наплавки.

Мало изучены свойства зоны термического влияния (ЗТВ), являющейся концентратом микронеоднородностей применительно к конкретным наплавочным материалам. Кроме того, использование упрочняющей наплавки с оптимальными технологическими параметрами позволит изготавливать детали из недорогих сталей.

При отработке технологии необходимо иметь представление об изменении свойств и структуры в поперечном сечении наплавленной области, так как ими во многом определяется работоспособность восстановленного изделия. Поэтому проводили соответствующие исследования, заключающиеся в анализе микроструктуры и свойств наплавленного металла, ЗТВ и основного металла.

Наплавку опытных образцов осуществляли таким образом, чтобы не нарушать термических условий, соответствующих условиям восстановления натуральных деталей. Микроструктурный анализ и оценку свойств наплавленной области проводили путем промеров микротвердости H_{μ}^{100} в поперечном сечении темплетов по линии от поверхности наплавленного металла до металла детали, на котором H_{μ}^{100} оставались постоянными.

Исследовали две партии образцов: первая — однослойная наплавка электродом Т-590 (электрод для износостойкой наплавки); вторая — наплавка первого слоя электродом Э-42А (электрод для сварки углеродистых сталей) и второго Т-590. Второй слой наплавливали после полного остывания первого. Силу сварочного тока, напряжение на дуге, скорость сварки выбирали согласно сертификату на электродные материалы.

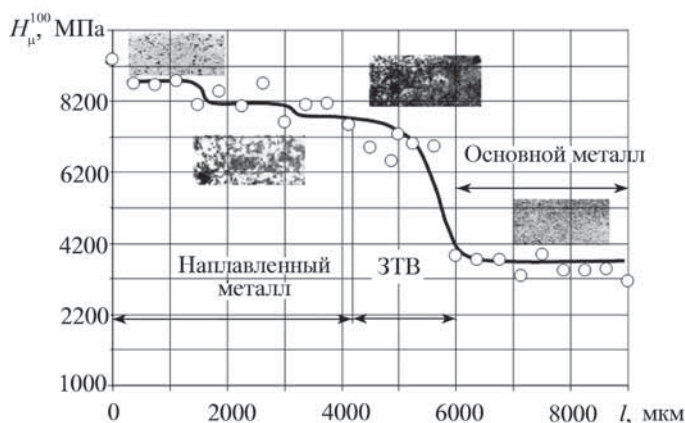


Рис. 1. Распределение микротвердости по сечению наплавленного металла при однослойной наплавке электродом Т-590

Однослойную наплавку электродами, обеспечивающими высокую твердость поверхности, применяют не часто. Использование для исследования данной технологии вызвано необходимостью проведения сравнительного анализа, выявления ее отличительных особенностей и оценкой целесообразности применения различных вариантов восстановления. Наплавку проводили на образцы из лемешной стали Л53.

Помимо оценки структурных составляющих обращали внимание на дефекты наплавки – трещинообразование и отслаивание нанесенного слоя.

Изменения микроструктуры в поперечном сечении наплавленной области носят неоднородный характер вследствие значительной химической разнородности электродного материала и материала образцов, а также сложности протекания металлургических процессов.

Наплавка электродом Т-590 обеспечивает в поверхностном слое на расстоянии 1400 мкм (рис. 1) ледебуритную дендритную структуру со значительным включением карбидов. Агрегатная микротвердость составляет в среднем $H_{\mu}^{100} = 9220$ МПа, что примерно соответствует 64 HRC и отвечает справочным данным [3]. Приповерхностный слой представляет заэвтектический ледебурит, но с меньшим количеством карбидов, что фиксируется некоторым падением микротвердости $H_{\mu}^{100} = 8710$ МПа. Ширина такой зоны равна 1500 мкм (см. рис. 1).

Далее наблюдается переход к доэвтектическому ледебуриду с еще меньшим количеством карбидов при микротвердости $H_{\mu}^{100} = 8450$ МПа, а протяженность слоя в среднем 1200 мкм. Общая длина твердого слоя составляет 4200 мкм.

Сравнительно плавное снижение H_{μ}^{100} в наплавленном металле и соответствующее изменение структуры следует считать положительным моментом, препятствующим росту остаточных напряжений.

Переходная зона также имеет неоднородный структурный характер, связанный со сложными

термическими явлениями при кристаллизации, и представляет собой мартенсит отпуска, переходящий в бейнит. Соответствующим образом происходит снижение микротвердости (см. рис. 1).

Резкое падение микротвердости до $H_{\mu}^{100} = 3840$ МПа и затем до $H_{\mu}^{100} = 3630$ МПа указывает выход на основной металл. Структура основного металла в этом случае соответствует структуре стали Л53 после закалки и высокого отпуска, имеет трооститно-сорбитное строение, что фиксируется изменением H_{μ}^{100} (см. рис. 1). Появление таких фазовых составляющих обусловлено присутствием закалки и среднетемпературного отпуска, присущих данной технологии, из-за температурных воздействий и влияния процессов легирования.

Хотя поверхностный слой имеет ступенчатое и даже плавное снижение H_{μ}^{100} , избежать трещин в ряде случаев не представляется возможным (рис. 2, а). Выявлено, что переходная зона и основной металл являются границей распространения такого дефекта. Это указывает на высокий уровень остаточных напряжений, проявляющихся на структурном уровне и превышающих предел прочности материала.

Другим недостатком наплавки является местное отслаивание наплавленного металла от основного (рис. 2, б), что во многом объясняется различной природой структурных составляющих и, возможно, созданием местных остаточных напряжений значительного уровня. На рис. 2, б четко просматривается существенная разница в структурах.

Отмеченные недостатки будут отрицательно влиять на работоспособность восстановленного таким способом конструктивного элемента. Проведением натурных испытаний обнаружено, что на некоторых ножах отвалов бульдозеров, восстановленных наплавкой электродами Т-590, наблюдается появление сетки трещин и шелушение наплавленной поверхности, что подтверждает предположение о значительных остаточных напряжениях и низкой способности к сопротивлению ударным воздействиям. Испытания плужных лемехов с

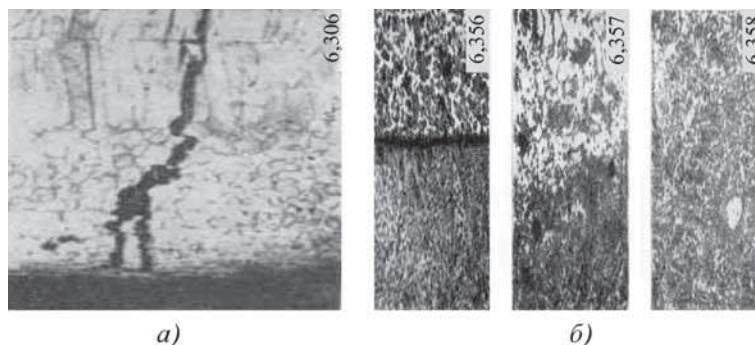


Рис. 2. Дефекты наплавки электродом Т-590:

а – трещина в поверхностном слое; б – отслаивание наплавленного металла

устраненными износами заправкой с такими же электродами в 40 % приводит к износу носовой части.

Рассмотрим варианты технологий, основанные на создании промежуточных слоев, снижающих вредное воздействие остаточных напряжений и позволяющие избежать появления поверхностных трещин, отслаиваний наплавленного износостойкого металла, снизить способность к изломам, повысить упругие свойства восстановленной детали и увеличить ее жесткость.

Структура в случае двухслойной наплавки второй партии образцов имеет более сложное строение в поперечном сечении, чем при наваривании одного слоя электродом Т-590 (рис. 3).

Поверхностный слой шириной около 1200...1300 мкм представляет собой ледебурит с наличием цементитной составляющей и небольшим количеством карбидов хрома (см. рис. 3). Сравнительное уменьшение микротвердости $H_{\mu}^{100} = 8680$ МПа по отношению к однослойной наплавке связано с влиянием промежуточного слоя. Имеет место некоторое отличие структуры, прилегающей к структуре металла, полученной наплавкой электродом Э-42А. При переходе от поверхностного слоя к промежуточному между наплавленными участками наблюдается достаточно четкое разграничение, что фиксируется резким падением H_{μ}^{100} (см. рис. 3).

Промежуточный слой представляет собой мартенситно-сорбитную смесь, образующуюся вследствие закалочных процессов и наличия в основном металле достаточного количества углерода. Нужно отметить значительную протяженность металла наплавки – 3200 мкм, создающего нужные эксплуатационные и механические свойства всего объема наплавленного металла. Наличие таких структур обеспечивает микротвердость $H_{\mu}^{100} = 3900$ МПа.

Если на стыке поверхностного и промежуточного слоев переходная зона имеет незначительную величину и составляет 600 мкм, то в месте соприкосновения металла наплавки и основного металла она около 1700 мкм. Структура в данной области представлена бейнитом $H_{\mu}^{100} = 3460$ МПа.

Основной металл – равновесная структура доэвтектоидной стали с содержанием углерода около 0,55 % – имеет перлитные зерна с расположенным по границам ферритом. Такая структура и относительно невысокая микротвердость $H_{\mu}^{100} = 2500$ МПа должны обеспечивать повышенную сопротивляемость трещинообразованию и разрушению, не оказывая отрицательного влияния на износостойкость.

Эксперименты с восстановленными двухслойной наплавкой лемехами, проведенные в полевых условиях, подтвердили высказанное предложение. Число разрушившихся деталей составило 10 % от испытуемых, что на 30 % меньше, чем в случае однослойной

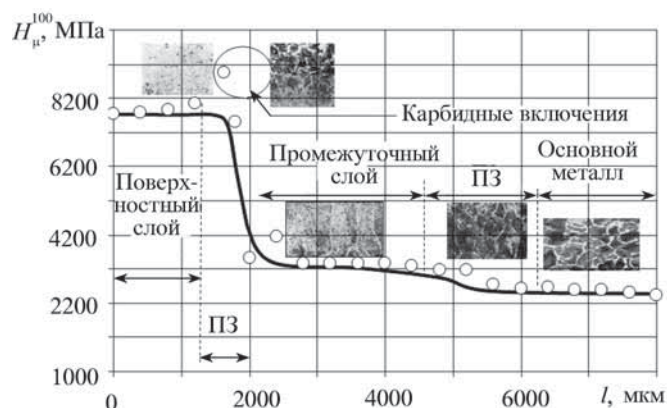


Рис. 3. Распределение микротвердости при двухслойной наплавке по сечению наплавленного металла (промежуточный слой – Э-42А; поверхностный – Т-590; ПЗ – переходная зона)

наплавки. При этом наработка до наступления отказа достигала до 30...35 га и находилась на уровне наработки лемехов, наплавленных только электродом Т-590.

Выводы

Поверхностный слой, соприкасающийся с абразивной средой, имеет высокую микротвердость $H_{\mu}^{100} = 8000$ МПа, что способствует росту износостойкости детали.

Переходная зона отличается незначительной величиной и существенным перепадом микротвердости, что является отрицательным моментом для обеспечения работоспособности восстановленной детали.

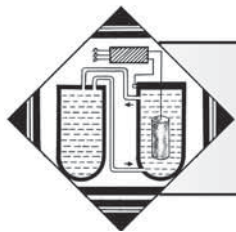
Ступенчатый характер промежуточного и основного металлов указывает на наличие пластичного подслоя при переходе к поверхностному металлу, работающему в абразивной среде. Микротвердость промежуточного слоя отличается от аналогичного показателя основного металла на незначительную величину.

Данная технология обеспечивает снижение величины остаточных напряжений на микроструктурном уровне, приводящее к уменьшению вероятности образования трещин и отслоений наплавленного металла, подтвержденное в эксплуатационных условиях.

Таким образом, исходя из анализа структур и распределения H_{μ}^{100} в наплавленной области, предпочтительной для восстановления изношенных поверхностей деталей рабочих органов машин, работающих в абразивной среде с присутствием ударных нагрузок, является двухслойная наплавка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.
2. Михальченко А.М. Восстановление деталей двухслойной наплавкой // Механизация и электрификация сельского хозяйства. 1995. № 1. С. 22–23.
3. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. М.: Металлургия, 1981. 648 с.



УДК 621.785

А.А. Афанасьев (Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова)
E-mail: alexaf-42@rambler.ru

Особенности электролизного борирования и диффузионных боридных покрытий

Получены результаты исследований электродных реакций при электролизном борировании сталей в расплавах буры. Установлено, что механизм образования бора на поверхности упрочняемой детали отличается от общепринятых представлений в отечественной и зарубежной литературе. Выявлено, что при борировании с добавками легирующих элементов наибольшая микротвердость в диффузионном слое наблюдается на некотором расстоянии от поверхности детали, что следует учитывать в рекомендациях по упрочнению диффузионными боридными покрытиями.

Ключевые слова: электролизное борирование, диффузионные боридные покрытия, боридный слой, метод упрочнения.

We obtain the results of studies of electrode reactions in electrolysis boriding of steels in molten borax. It is established that the mechanism of formation of boron on the surface of the hardened parts is different from the conventional concepts of domestic and foreign literature. It is established that in boriding with the addition of alloying elements maximum microhardness in the diffusion layer is observed at some distance from the surface of the part that should be considered in the recommendations on the strengthening of the diffusion boride coatings.

Keywords: electrolysis borating, diffusion boride coatings, boride layer, way of strengthening.

К механизму электролизного борирования

Прошедший 2010 г. ознаменован значительным событием в области упрочнения деталей машин различными видами покрытий – публикацией монографии "Пластичность борированных слоев" М.Г. Круковича, Б.А. Прусакова, И.Г. Сизова [1]. Фактически это первое фундаментальное издание после 30-летнего периода с момента издания монографий Л.Г. Ворошнина и Л.С. Ляховича "Борирование стали" и В.П. Глухова "Боридные покрытия на железе и сталях", которые были посвящены получению боридных покрытий на сталях. Их формирование осуществлялось насыщением поверхностных слоев деталей бором и бором совместно с другими легирующими элементами.

В главе 6, вышедшей в 2010 г. монографии, описывается механизм образования насыщающих атомов бора в ионных расплавленных средах, в частности чаще всего в расплаве на основе тетрабората натрия (буры). Механизм выделения бора рассмотрен в вероятностном плане, как и в ранее опубликованных монографиях, и фактически повторяет прежний материал. В основе выделения бора лежит термическая диссо-

циация буры, выделение натрия на катоде и последующее натрий-термическое восстановление бора из борного ангидрида, получающегося в результате термической диссоциации буры. На аноде рассматривается только выделение кислорода.

Как известно, механизм выделения атомов бора определяет условия формирования боридного покрытия на стали.

Вместе с тем имеющиеся ранее опубликованные результаты исследований механизма выделения бора на катоде (упрочняемой детали) автора данной статьи дают иную картину выделения атомов бора. Различными методами (химическим, рентгеноструктурным и поляризационным) доказано, что на катоде при электролизном борировании выделяются атомы бора, натрия и осадок метабората натрия. Количественное соотношение названных компонентов зависит от катодной плотности тока.

Термическая диссоциация буры привела бы к выпадению метабората натрия (температура плавления 981 °С) в осадок при формировании боридных покрытий в расплаве, имеющего температуру ниже 981 °С, что в действительности не наблюдается. На аноде вы-

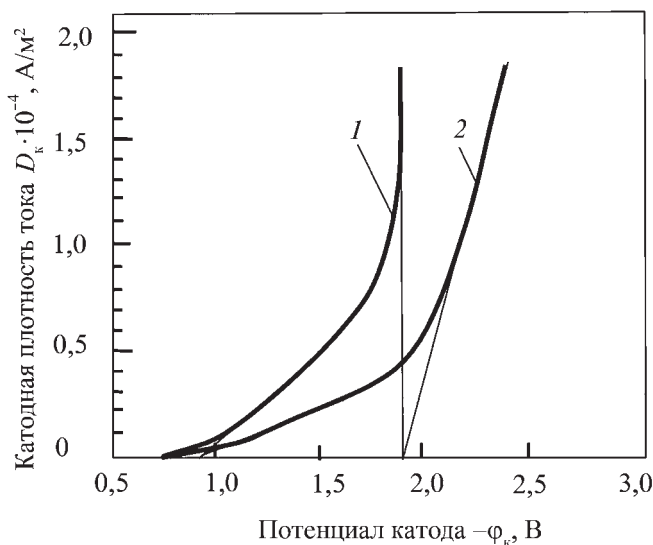


Рис. 1. Кривые катодной поляризации стального образца в расплаве буры при $T = 1173$ К:

1 – ϕ_k ; 2 – $\phi_k + IR$

деляется в виде газа смесь кислорода и диоксида бора, соотношение которых зависит от плотности тока.

В опубликованной монографии механизм выделения элементов на электродах рассматривается на основе представления о разложении буры как соли, имеющей одно значение напряжения разложения. Анализ поляризационных катодной и анодной кривых [2, 3] в расплавленной буре (рис. 1), полученной экспериментально путем исключения падения напряжения IR в расплаве, отвергает такую трактовку механизма выделения бора.

На рисунке четко обозначены три потенциала выделения атомов на катоде $-0,78$; $-0,9$; $-1,87$ В. В сумме с анодной составляющей ($+0,96$ В) потенциала разложения буры $E = \phi_a - \phi_k$ на платиновом аноде напряжение разложения (потенциал разложения) буры может иметь три значения, равные 1,74; 1,86 и 2,83 В.

Исследования катодного и анодного процессов (как вместе, так и отдельно) позволили выяснить протекание таких совместных реакций в зависимости от напряжения на электролизной ванне, как:

1. $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 = (2\text{NaBO}_2 + 2\text{B})_{\text{катод}} + (1,5\text{O}_2)_{\text{анод}}$; $E = 1,735$ В (теоретическое значение потенциала разложения).

2. $7\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 = (2\text{Na} + 12\text{B} + 12\text{NaBO}_2)_{\text{катод}} + (\text{B}_2\text{O}_3 + 2\text{BO}_2 + 9\text{O}_2)_{\text{анод}}$; $E = 1,869$ В (теоретическое значение потенциала разложения).

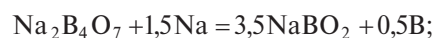
3. $7\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 = (10\text{Na} + 4\text{B} + 4\text{NaBO}_2)_{\text{катод}} + (5\text{B}_2\text{O}_3 + 10\text{BO}_2 + 3\text{O}_2)_{\text{анод}}$; $E = 2,895$ В (теоретическое значение потенциала разложения).

Важным является выделение на аноде диоксида бора BO_2 вместе с кислородом O_2 . Термодинамические

характеристики соединения BO_2 описаны в справочниках по термодинамическим свойствам неорганических веществ [4]. Ранее о существовании такого вещества не предполагали. Обнаружение выделения BO_2 при электролизе буры и изменения его количества в общем объеме анодного продукта в зависимости от плотности тока на электродах привели к разработке автором данной статьи нового механизма электродных процессов при борировании и способа получения диоксида бора, защищенного авторским свидетельством на изобретение.

Этот механизм основывается на рассмотрении таких ионов, как $\text{NaVO}_2 \cdot \text{B}^{3+}$; $\text{B}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{BO}$; Na^+ ; O^{2-} в расплаве буры и протекании вышеприведенных электродных реакций. Механизм выделения продуктов на электродах подкреплен исследованиями составов католита, анолита, выделяющихся анодных газов, на анализе степени устойчивости соединений в системе $\text{Na}_2\text{O}-\text{B}_2\text{O}_3$ и особенностей структуры боратов. Термодинамический анализ показал, что максимальной устойчивостью обладает метаборат натрия NaBO_2 .

Выделяющийся натрий реагирует с расплавом буры (со связанным борным ангидридом, но не со свободным, которого нет в расплаве). Это неоднократно подчеркивалось автором в своих работах с образованием метабората натрия и атомов бора:



$$\Delta G = -122,36 \text{ Дж/моль.}$$

Повышение плотности тока ведет к увеличению (накоплению) выделяющихся атомов натрия, бора и осадка метабората натрия на катоде, кислорода и диоксида бора на аноде.

О возможности иного механизма выделения атомов бора на катоде высказывался известный ученый в области электрохимии Ю.К. Делимарский.

О микротвердости боридных покрытий

Насыщение поверхностных слоев стальных деталей бором вместе с другими элементами электролизным методом приводит к особенностям распределения микротвердости по толщине диффузионного слоя.

Исследование микротвердости диффузионных слоев, образованных бором совместно с цирконием, хромом и танталом, впервые было проведено автором данной статьи. Известно, что микротвердость металлов связана с удельной поверхностной энергией, которая является векторным свойством и зависит от напряжения в кристалле. Поэтому к оценке микротвердости диффузионных слоев следует подходить с учетом этих особенностей.

Для получения сравнимых результатов необходимо измерять твердость в одном и том же направлении или в разных с одинаковой ориентацией алмазного индентора относительно направления диффузии элементов. Действительно, микротвердость в направлении диффузии бора больше, чем в перпендикулярном на 0,5...1 ГПа.

Распределение микротвердости по толщине диффузионных слоев и переходной зоны на стали 45 представлено на рис. 2, 3 (кривые получены по результатам статистической обработки данных).

Видно, что максимальной микротвердостью на поверхности (около 22 ГПа) обладают боридные слои, а наименьшей (17,5 ГПа) – борированные с добавлением тантала. Такая разница в микротвердости объясняется различным фазовым составом слоев. При борировании с добавлением тантала, наряду с боридами железа, формируются бориды и интерметаллиды тантала, обладающие меньшей твердостью; при борировании с добавлением хрома, наряду с боридами железа, формируются бориды хрома. При борировании с добавлением циркония получают диффузионные слои, характер распределения микротвердости в которых отличается от изменения микротвердости в слоях, полученных другими способами.

Меньшая микротвердость непосредственно на поверхности образцов объясняется образованием в этой зоне композиции боридов железа, циркония и интерметаллического соединения $ZrFe_2$. В нижележащей зоне преимущественно формируются бориды железа. Присутствие в слое интерметаллического соединения $ZrFe_2$ доказано было ранее.

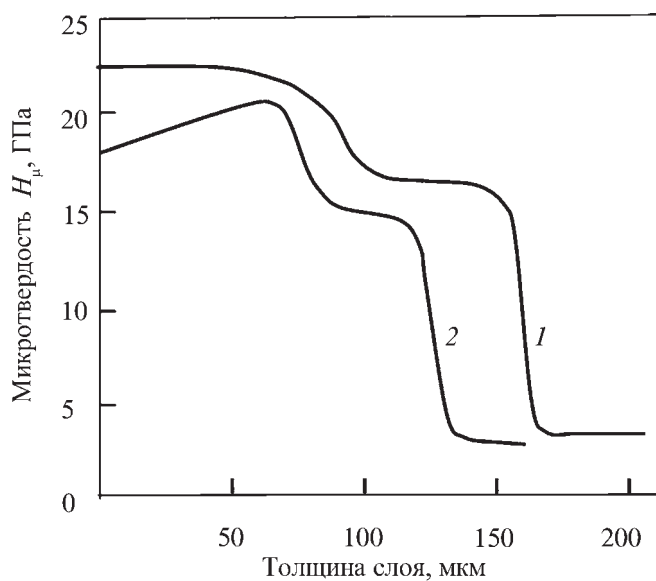


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине диффузионных борированного (1) и борированного с добавлением тантала (2) слоев

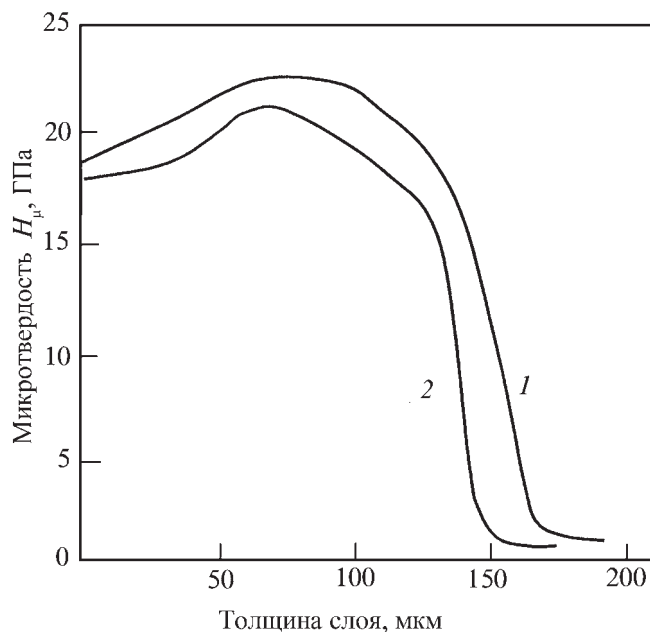


Рис. 3. Распределение микротвердости по толщине диффузионных борированных слоев с добавлением хрома (1) и циркония (2)

Под диффузионным слоем во всех случаях образуется переходная зона с крупнозернистой структурой. Распределение микротвердости в ней зависит от природы легирующего элемента. Если в паре с бором диффундирует в сталь карбидообразующий элемент, то под слоем боридов формируется зона, обогащенная углеродом, с плавным снижением микротвердости (при борировании с добавлением циркония, тантала и хрома).

Если же с бором диффундирует некарбидообразующий элемент, то под слоем образуется α -фаза с пониженной микротвердостью, а за ней – зона, обогащенная углеродом. При одних и тех же режимах насыщения в первом случае формируется слой меньшей толщины. Это связано с большим сродством карбидообразующих элементов к углероду и бору, и диффузия их в металле требует дополнительных затрат энергии на преодоление сил связи.

Микротвердость диффузионных слоев зависит от состава расплава и режимов насыщения стали. Например, при борировании с добавлением хрома в результате увеличения концентрации оксида хрома в расплаве на сталях формируются слои с меньшей микротвердостью. Это связано с тем, что при высоких концентрациях оксида хрома Cr_2O_3 процесс диффузионного насыщения сдвигается в сторону процесса чистого хромирования и количество боридов в слое уменьшается.

Влияние состава расплава на толщину и микротвердость слоя на стали 20, которую подвергали обра-

Таблица

Влияние состава расплава на толщину и микротвердость боридных слоев

Диоксид, %			Толщина слоя, мм	Микротвердость, ГПа		
хрома	циркония	тантала				
<i>B + Cr</i>						
1	—	—	155	21,9		
2			135	19,4		
3			130	18,8		
5			120	17,4		
6			115	16,8		
8			90	15,4		
9			75	14,4		
10			60	13,2		
<i>B + Zr</i>						
—			1	—	150	21
	2	140	20			
	3	135	18			
	5	130	17			
	6	125				
	8	120	16			
	10	115	16,5			
	15	80	16			
<i>B + Ta</i>						
—	—	2	140	19,5		
		3	130	18,2		
		5	120	17		
		8	90	16,5		
		10	50	15,6		

ботке при температуре 1173 К, катодной плотности тока 2000 А/м² в течение 2 ч, приведено в таблице.

Применение реверсированного тока при электролизном насыщении из расплавов буры или смеси буры и соединения легирующего элемента практически не изменяет распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя. Однако микротвердость в зоне борида железа FeB оказалась несколько выше результатов, полученных при применении постоянного тока.

На стали 45, борированной с применением реверсированного тока в течение 2 ч при температуре 1173 К, получается зона бориды железа FeB с микротвердостью 20,6...22,5 ГПа. Микротвердость зоны Fe₂B составляла 14,7...15,7 ГПа.

Рентгеноструктурный анализ боридных слоев, полученных электролизным методом

Известно, что диффузионный борированный слой состоит из боридов железа Fe₂B и FeB и твердого рас-

твора бора в α -железе [1]. Под слоем образуется переходная зона, содержащая оттесненный боридами углерод.

В данной работе исследовали фазовый состав боридных слоев на стали 45, упрочнение которой проводили электролизным методом с применением реверсированного тока. Для сопоставления результатов анализа влияния вида тока на фазовый состав диффузионных слоев параллельно осуществляли исследование образцов, упрочненных постоянным током.

Количественный фазовый анализ проводили методом рентгеноструктурного анализа. Съемку вели в излучении трубки с разными типами анодов на рефрактометре ДРОН-3. Коэффициенты ослабления рентгеновских лучей боридов железа, цементита и феррита мало отличаются друг от друга [5]. Это обусловлено малым значением атомных номеров бора и углерода. Следовательно, борированный слой на стали представляет собой многофазную смесь с приблизительно равными коэффициентами поглощения. В этом случае относительная интенсивность дифракционных максимумов определяемой фазы пропорциональна ее содержанию в смеси.

Теоретически были построены градуировочные графики $J_1/J_0 = f(C)$ (J_0 – интенсивность выбранной дифракционной линии чистой фазы с индексами (HKL); J_1 – интенсивность той же линии в смеси фаз; C – концентрация данной фазы в смеси) (рис. 4).

Для оценки ошибки измерений, обусловленной в том числе и экстинкцией, на теоретически построен-

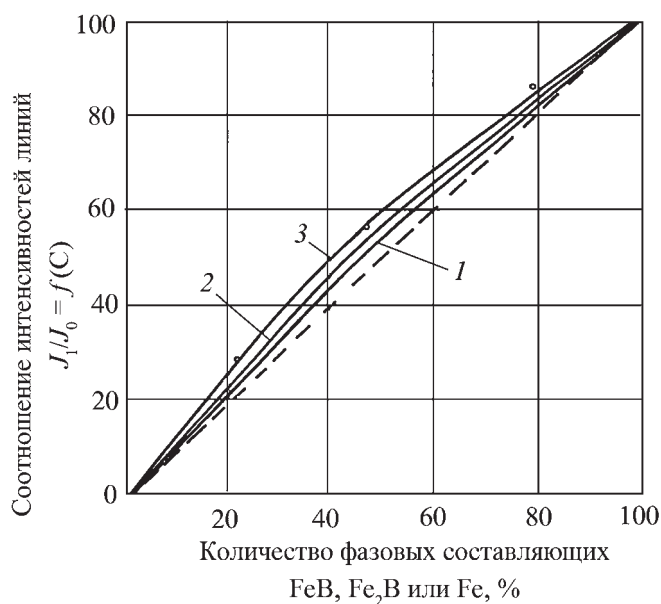


Рис. 4. Зависимости соотношения интенсивностей линий от количества фазовых составляющих: 1 – FeB + Fe₂B; 2 – Fe + Fe₂B; 3 – Fe + FeB

ный график были нанесены контрольные экспериментальные точки. Эти точки были получены для "смесей", содержащих 25, 50 и 75 % FeB и 75, 50 и 25 % Fe, так как эти фазы максимально отличаются по значениям коэффициентов поглощения рентгеновских лучей.

"Смеси" готовили из двух секторов круга с углами 90, 180, 270 и 360° как для FeB, так и для Fe. Секторы вырезали в двух экземплярах из тонкой пластины (200 мкм) АРМКО-железа. Один экземпляр секторов был подвергнут сквозному борированию при 1173 К в течение 6 ч при плотности тока 4000 А/м² в прямом направлении и плотности тока 2000 А/м² в обратном направлении. После борирования в таких условиях образцы имели только одну фазу FeB.

Для определения J_0 борида Fe₂B один круглый образец железа был борирован в режиме, обеспечивающем присутствие в образце только Fe₂B. Борирование вели при температуре 1173 К в течение 1 ч при плотности тока 300...400 А/м². Для удаления следов FeB с поверхности образца шлифовкой удаляли слой толщиной 25 мкм.

Благодаря такой технологии приготовления контрольных образцов было исключено влияние на результаты количества фаз текстуры роста кристаллов FeB и Fe₂B, так как и исследуемые, и контрольные образцы имели одинаковую текстуру. Составленный из двух секторов (Fe + FeB) образец-круг во время съемки быстро (60 об/мин) вращался в собственной плоскости на приставке к дифрактометру. Угол раскрытия каждого сектора при суммарном угле 360° определял процент Fe и FeB в смеси.

Дифрактограмма, снятая с трехфазной смеси Fe + Fe₂B + FeB, содержит много накладывающихся друг на друга дифракционных максимумов. Для количественного фазового анализа были взяты следующие дифракционные максимумы: (200) α -железа ($d/n = 1,43$), (002) α -Fe₂B ($d/n = 2,12$) и (101) α -FeB ($d/n = 2,4$).

Для исключения влияния крупнозернистой структуры борированных образцов на результаты исследований съемку проводили на фильтрованном излучении с частотой вращения 60 об/мин в собственной плоскости образца. Первичный пучок был ограничен щелями 2 мм, входная щель перед счетчиком составляла 0,5 мм.

Контрольные экспериментальные точки лежат близко к теоретически построенным графикам $J_1/J_0 = f(C)$ и относительная ошибка определения концентрации фазы в смеси не может превышать 5 % (см. рис. 4). Толщина слоя, участвующего в создании дифрактограммы в данных условиях съемки, не пре-

вышает 25 мкм. Поэтому проводили послойное удаление шлифовкой борированного слоя по 25 мкм.

Мера чувствительности феррита составляет 1 %; Fe_2V и FeV – 8 %. Однако благодаря текстуре роста следы (2–3 %) присутствия боридов легко обнаруживали по линиям (002) $\alpha\text{-Fe}_2\text{V}$ и (002) $\alpha\text{-FeV}$. Цементит как фаза в стали 45 методом рентгеноструктурного анализа не выявлен, так как его мера чувствительности составляет 10 %.

Качественный фазовый анализ диффузионного слоя проводили, как правило, с поверхности неподвижного косоугольного шлифа под углом $2\text{--}5^\circ$ к диффузионному слою. Перемещая шлиф параллельно его поверхности, снимали рентгенограммы с различных по глубине слоев. Ширина первично пучка ограничивалась щелями 0,25 мм.

Для точного определения границ существования той или иной фазы в борированном слое использовали текстурную приставку к дифрактометру, позволяющую сканировать образец в собственной плоскости. Счетчик устанавливали неподвижно под углом $2V_{\text{HKL}}$ данного дифракционного максимума (HKL) исследуемой фазы, а образец медленно перемещали параллельно поверхности шлифа от момента появления дифракции до снижения интенсивности до уровня фона. Зная скорость перемещения образца и время регистрации дифракции, легко определить границы существования данной фазы.

На поверхности стали, борированной в оптимальном режиме, превалирует борид железа FeV . Оптимальный режим электролитного борирования реверсивным током наблюдался для периодов реверсирования $T_p = \tau_a + \tau_k$ в пределах 1,2...1,9 с (τ_a – анодный промежуток (полупериод), т.е. время прохождения обратного тока после переключения полярности, τ_k – катодный промежуток (полупериод), т.е. время прохождения тока в прямом направлении).

Для оптимального, т.е. наиболее интенсивного борирования $\tau_a = 0,4\text{--}0,5$ с; $\tau_k = 0,8\text{--}1,4$ с. Плотность тока в прямом направлении составляла 2000...4000 A/m^2 , в обратном – 2000 A/m^2 . В слое толщиной 25 мкм присутствует 88 % FeV и 12 % Fe_2V . Феррит отсутствует на поверхности борированной стали.

С удалением от поверхности слоя количество FeV уменьшается, а Fe_2V увеличивается. Количество FeV превышает количество Fe_2V даже на глубине 75 мкм. В борированном слое практически нет зон, где сосуществовали бы три фазы: Fe , Fe_2V и FeV . Феррит существует только совместно с Fe_2V , очевидно там, где иглы боридов Fe_2V проникают в глубь металлической матрицы стали. На глубине 125 мкм от поверхности FeV полностью исчезает и появляются следы

феррита. Полностью борид железа Fe_2V исчезает на глубине 160...175 мкм. На этой глубине обнаруживается только феррит.

Полученные данные хорошо коррелируют с изменением микротвердости по глубине диффузионных слоев. Так как борид FeV имеет максимальную твердость (22...23 ГПа), то наиболее твердыми оказываются слои от 0 до 80...90 мкм. Слои на глубине 100...150 мкм имеют твердость 17...16 ГПа, что близко к твердости боридов Fe_2V . На глубине ≥ 170 мкм микротвердость равна микротвердости нормализованной стали 45. На графике $H_\mu = f(d)$ (см. рис. 2) (d – толщина (глубина) слоя; H_μ – микротвердость), имеются резко выраженные спады микротвердости на глубине 90 и 160 мкм, что соответствует исчезновению в диффузионном слое боридов сначала FeV , а затем и Fe_2V .

Сведения о фазовом составе диффузионных борированных с добавлением хрома слоев достаточно многочисленны [1, 6], но не всегда обнаруживают полного единства в структурном составе полученных диффузионных покрытий. Объясняется это различными условиями упрочнения, а также разными параметрами режимов диффузионного насыщения. Проведенный ранее качественный рентгенофазовый анализ стали, борированной с добавлением хрома в расплаве буры с использованием реверсивного тока при оптимальном режиме, на поверхности шлифа обнаруживает такие фазы, как CrV_2 , FeV и Fe_2V . Приблизительно на глубине 0,4...0,5 толщины слоя борид хрома CrV_2 исчезает и остаются только бориды железа FeV и Fe_2V .

Количество фаз в диффузионном слое находится в зависимости от плотности тока на катоде-детали. Объясняется это тем, что при повышении плотности тока концентрация выделяющихся атомов бора и хрома на поверхности упрочняемой детали увеличивается.

Насыщение стали 45 при плотности тока менее 700 A/m^2 способствует образованию однофазного борированного слоя Fe_2V . Микротвердость фазы соответствует также данному бориду железа.

Повышение плотности тока до 1500 A/m^2 вызывает формирование в диффузионном слое боридов железа FeV и Fe_2V и хрома CrV_2 , количество которых возрастает с дальнейшим увеличением плотности тока. При более высоких плотностях тока (≥ 4000 A/m^2) в поверхностном слое диффузионного покрытия на стали появляется фаза Cr_5V_3 , под которой располагается зона CrV_2 и далее слои боридов FeV и Fe_2V . Карбиды хрома в диффузионном борированном слое с добавлением хрома на стали 45 во всех случаях исследований фазового состава не обнаруживаются.

Измерения микротвердости по толщине борированного слоя с добавлением хрома показывают, что по мере удаления от поверхности в глубь детали микротвердость растет и достигает максимума на глубине, соответствующей бориду железа FeB, а затем падает до твердости упрочняемой матрицы.

Рентгеноструктурным анализом борированных слоев с добавлением циркония [3] было установлено наличие в слое, наряду с FeB и Fe₂B, таких фаз, как ZrB₂ и Fe₂Zr. Карбид циркония не обнаружен. Борид циркония и карбид циркония имеют сходную кристаллическую решетку и почти совпадающие значения d/n . Термодинамически более вероятна фаза ZrC. В связи с разной скоростью диффузии атомов бора и циркония из-за разных величин их атомных радиусов глубина проникновения циркония меньше толщины боридного слоя. Кроме того, бор оттесняет углерод в глубь матрицы, вследствие чего исчезают условия образования ZrC.

Легирование боридов железа цирконием и образование интерметаллида Fe₂Zr уменьшают их твердость. Этим и объясняется меньшая микротвердость приповерхностных слоев в сравнении с более глубоко лежащими. В соответствии с диаграммой состояния Fe–Zr в более ранних работах автора предполагалось наличие в слое твердого раствора Zr в α -Fe и интерметаллического соединения ZrFe₂ в соответствии с диаграммой Fe–Zr. Это нашло подтверждение в последующих исследованиях [3] автора данной статьи.

При исследовании диффузионных борированных слоев с добавлением тантала, полученных из расплава буры с 3 % Ta₂O₅ в течение 1...2 ч, обнаруживаются фазы Fe₂B, FeB, Fe₂Ta и TaB₂. При более длительном

диффузионном насыщении в слое дополнительно образуется TaB.

Структура диффузионных борированных слоев с добавлением тантала схожа со строением диффузионных борированных слоев с добавлением хрома и циркония. Это было установлено послойным фазовым анализом.

В приповерхностном слое формируются фазы Fe₂Ta и TaB₂, а под ними последовательно бориды FeB и Fe₂B.

В работе проводили количественный фазовый анализ методом рентгеноструктурного анализа для выявления влияния плотности тока, а также вида тока на фазовый состав диффузионного слоя. В работах исследовали количественное изменение боридов Fe₂B, FeB и феррита по глубине диффузионного слоя, полученного насыщением постоянным током при температуре 1173 К. Плотность тока меняли ступенчато в диапазоне 1000...6000 А/м², а длительность насыщения – в пределах 1...3 ч.

Параллельно исследовали количественное изменение фаз по глубине диффузионного слоя, полученного насыщением реверсированным током. Температура диффузионного насыщения составляла 1173 К, плотность тока соответственно $D_k/D_a = 6000/3000$ А/м², $D_k/D_a = 4000/2000$ А/м² и $D_k/D_a = 2000/2000$ А/м². Длительность насыщения устанавливали для двух значений 1 и 3 ч.

Анализ кривых (рис. 5, 6) показывает, что при повышении плотности тока в слое увеличивается содержание FeB как при использовании постоянного тока, так и реверсированного. При этом зона сплошности бориды Fe₂B сужается. И наоборот, понижение плотности тока ведет к уменьшению количественного со-

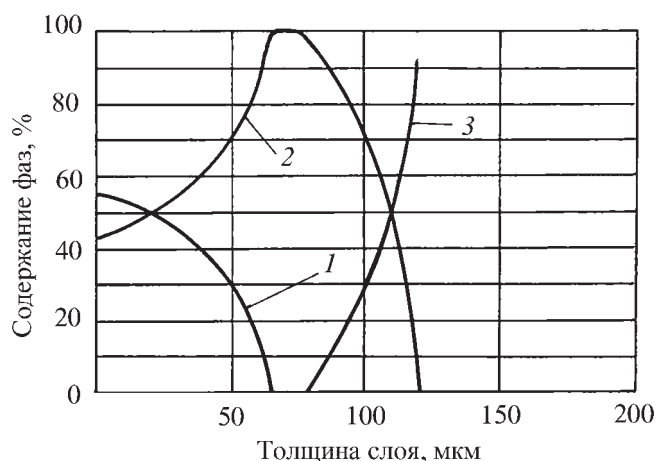


Рис. 5. Распределение фаз по толщине слоя ($T=1193$ К; реверсированный ток; $T_p=1,2$ с; $\tau_a/\tau_k=0,5$; $D_k=2D_a=4000$ А/м², $\tau=1$ ч):
1 – FeB; 2 – Fe₂B; 3 – α -Fe

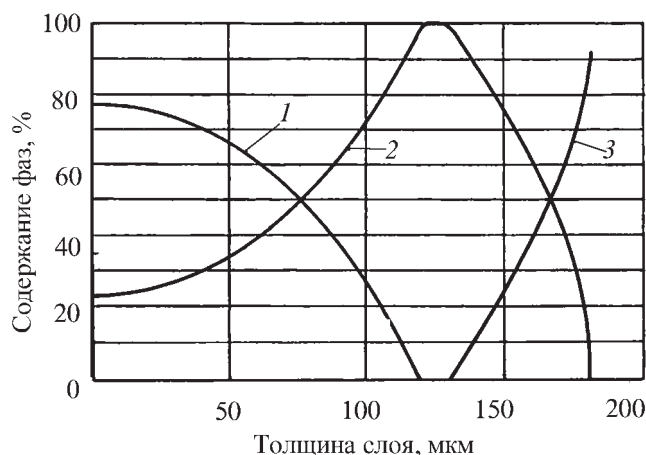


Рис. 6. Распределение фаз по толщине слоя ($T=1193$ К; реверсированный ток; $T_p=1,2$ с; $\tau_a/\tau_k=0,5$; $D_k=D_a=2000$ А/м², $\tau=3$ ч):
1 – FeB; 2 – Fe₂B; 3 – α -Fe

держания борида FeB и расширению зоны сплошности борида Fe₂B. Применение реверсированного тока приводит в сравнении с постоянным к увеличению в слое доли фазы FeB.

Индицирование рентгенограмм проводили с помощью таблиц межплоскостных расстояний и путем сравнения углов скольжения от соответствующих кристаллографических плоскостей. Съемки осуществляли под углами 15...90°.

Установлено, что применение реверсированного тока при всех видах насыщения стали из расплавов качественно не влияет на фазовый состав диффузионных слоев. Однако рентгенограммы, снятые с образцов, полученных электролизным способом при применении реверсированного тока, отличаются от таковых для слоев, полученных с помощью постоянного тока, что свидетельствует об изменении структурно-напряженного состояния покрытия и возможности влияния на него.

Выводы

1. Механизм электролизного насыщения стальных деталей бором включает реакции одновременного выделения атомов натрия, бора и осадка метабората натрия на катоде, кислорода и диоксида бора на аноде.
2. Микротвердость сложнолегированных боридных покрытий может быть меньше в поверхностных слоях, чем в примыкающих к ним более отдаленных от поверхности. Объясняется это более поздним об-

разованием на поверхности деталей менее твердых фаз, например интерметаллидов железа.

3. Перспективность электролизного метода упрочнения деталей машин не исчерпана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. 384 с.
2. Афанасьев А.А. Электродные процессы и продукты выделения при электролизном борировании сталей // Вестник Тамбовского ун-та: серия естественные и технические науки. Материалы Всерос. конф. "Проблемы коррозии и защиты металлов". Тамбов, 1999. Т. 4. Вып. 2. С. 188–190.
3. Афанасьев А.А. Повышение качества поверхностей деталей машин. Белгород: Изд-во БГТУ им. В.Г. Шухова, 2007. 235 с.
4. Термодинамические свойства индивидуальных веществ: справочник: в 4-х т. / Л.В. Гурвич, И.В. Вейц, В.А. Медведев и др. М.: Наука, 1981. Т. 3. Кн. 1. 471 с. Кн. 2. 396 с.
5. Беликов А.М., Афанасьев А.А., Лукин А.А. Фазовый анализ борированной и бороцирконированной среднеуглеродистой стали // Вестник Воронежского техн. ун-та. Серия "Материаловедение". 2000. Вып. 17. С. 28–31.
6. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / под ред. проф. Л.С. Ляховича. М.: Металлургия, 1981. 424 с.
7. Афанасьев А.А., Стативко А.А. Развитие новых представлений о формировании структуры боридных слоев на сталях // Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного ун-та: сб. науч. тр. 2009. Вып. 46. С. 76–78.

28 мая – 01 июня 2012 г.

12-я Международная научно-техническая конференция "ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ" (M12-2) (г. Ялта, Крым)

Тематика конференции:

- Научные основы инженерии поверхности: материаловедение; физико-химическая механика материалов; физикохимия контактного взаимодействия; износо- и коррозионная стойкость, прочность поверхностного слоя; функциональные покрытия и поверхности
- Трение, износ и смазка в машинах
- Технологическое управление качеством и эксплуатационными свойствами деталей машин
- Технология ремонта машин, восстановления и упрочнения деталей
- Метрологическое обеспечение ремонтного производства
- Экология ремонтно-восстановительных работ

В рамках конференции проводится практический семинар
"Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горно-металлургической
и машиностроительной промышленности"

Тематика семинара:

- Сварка при изготовлении и ремонте деталей: оборудование, материалы, технологии
- Наплавка при восстановлении и упрочнении деталей: оборудование, материалы, технологии
- Родственные реновационные процессы: оборудование, материалы, технологии

По вопросам участия в мероприятиях обращаться по адресу:

04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2. АТМ Украины.

Тел./Факс +38-044-430-85-00

E-mail: atmu@ism.kiev.ua, kopeykina@voliacable.com, atmu@meta.ua



УДК 678; 67.02; 62-7

Ю.В. Холодников (ООО СКБ "Мысль", г. Екатеринбург)
E-mail: sdo_mysl@mail.ru

Новые принципы организации антикоррозионной защиты технологического оборудования от воздействия агрессивной рабочей среды

Рассмотрены вопросы защиты оборудования, эксплуатируемого в опасной производственной среде, методами футеровки специальными композиционными материалами по технологиям "мокрого ламинирования", листовым композитом и комбинированным способом. Показаны преимущества данного подхода перед другими методами футеровки.

Ключевые слова: футеровка, композиционные материалы, защита технологического оборудования, химическая стойкость.

In article questions of protection of the equipment maintained in the dangerous industrial environment by facing methods special composite materials on technologies of "wet lamination", a sheet composite and the combined way are considered. Advantages of the given approach before other methods of facing are shown.

Keywords: facing, composite materials, process equipment protection, chemical firmness.

Положительная сторона мирового финансового кризиса, охватившая все промышленно развитые страны, заключается в том, а для России это наиболее важно, что обострилось понимание ограниченности сырьевых ресурсов и необходимости разработки мероприятий по рациональному их использованию. Среди таких мероприятий в первую очередь разрабатываются новые материалы и технологии стратегического плана, например методы глубокой переработки и интенсификации добычи полезных ископаемых [1]. Однако нельзя забывать и о чисто утилитарных задачах, таких как надежность, долговечность и эффективность эксплуатации основного технологического оборудования, задействованного при решении стратегических задач добывающих, перерабатывающих и машиностроительных отраслей промышленности.

В статье рассмотрены новые принципы организации антикоррозионной защиты технологического оборудования, эксплуатируемого в агрессивной рабочей среде, являющейся одной из важнейших научно-технических и экономических проблем мирового хозяйства. От коррозии страдают не только металлические конструкции, но и бетонные строительные сооружения.

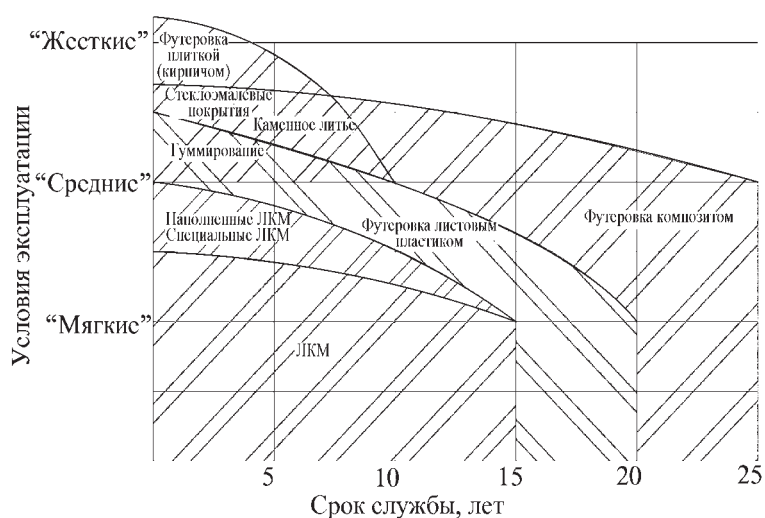
Основными составляющими затрат на противокоррозионную защиту промышленного оборудования являются: стоимость защиты поврежденных кор-

розией узлов и деталей, убытки от отказа оборудования по коррозионным причинам, затраты на противокоррозионные мероприятия и, наконец, расходы, связанные с ликвидацией последствий аварий и техногенных катастроф. Общегодовые затраты на борьбу с коррозией в развитых странах оцениваются в 2...4 % валового национального продукта и достигают нескольких миллиардов долларов [1].

Огромные потери устранить полностью невозможно, поскольку в основе коррозионных процессов лежат объективные законы природы. Однако грамотное применение уже имеющихся методов и средств защиты позволяет сократить ущерб от коррозии, повысить надежность и безопасность эксплуатации технологического оборудования, машин и сооружений.

Методов борьбы с коррозией достаточно немного и выбираются они, как правило, на основе анализа условий эксплуатации объекта, вида и степени агрессивности рабочей среды, качества и уровня ремонтов, требуемой надежности и долговечности эксплуатации и т.д.

Рассмотрим один из самых распространенных методов защиты путем создания защитного слоя на границе раздела объект защиты—рабочая среда из материалов, обладающих большей стойкостью к рабочей среде, чем материал объекта защиты. Это, прежде всего, специальные виды лакокрасочных материалов (ЛКМ) (атмосфе-



Области рационального применения защитных систем

ро-, химически-, тепло-, биостойкие, огнезащитные и т.д.), футеровочные покрытия (полимерные и штучные защитные материалы) и гуммирование.

На рисунке представлена обобщенная схема применимости различных видов защитных покрытий в зависимости от условий эксплуатации и среднего срока службы покрытий.

"Мягкие" условия эксплуатации — это промышленная атмосфера, технические среды с температурой эксплуатации $-40...+40\text{ }^{\circ}\text{C}$, pH 4...7.

"Средние" — температура рабочей среды до $+100\text{ }^{\circ}\text{C}$, pH 3...8.

"Жесткие" — температура более $+100\text{ }^{\circ}\text{C}$, pH 1...14, наличие абразивного износа, кавитационные явления, нестабильный рабочий режим.

Границы применимости, конечно, условные, поскольку понятно, что футерованный плиткой объект в "мягких" условиях простоит и 30, и 50 лет. Однако

этот метод защиты предназначен для других — "жестких" условий, где, как правило, более 10 лет защита не стоит.

Остановимся подробнее на методах защиты листовым пластиком и композитами, покрывающих большую часть эксплуатационного поля (см. рисунок).

Под листовым пластиком подразумеваем термопластичные листовые материалы, такие как полиэтилен, полипропилен, поливинилхлорид и фторопласт.

Композиты, рассмотренные в данной статье, это, прежде всего, материалы, получаемые на основе связующих (матрицы) из органических термореактивных смол "холодного отверждения" и стеклоармирующего волокна различных видов, а также зернистых, дисперсных и нанонаполнителей, придающих защитному покрытию специфические свойства [1].

Футеровка композитами выполняется методами:

- "мокрого ламинирования" — когда смола с введенной в нее системой отверждения наносится на объект защиты в жидком виде, а после полимеризации образует на поверхности твердую, нерастворимую защитную пленку [2];

- футеровка листовым композитом по аналогии с футеровкой листовым пластиком, с той лишь разницей, что стыковые швы не завариваются, как в термопластах, а склеиваются по особой технологии [3];

- комбинированный способ защиты, включающий элементы технологии "мокрого ламинирования" для криволинейных поверхностей и мест примыкания отводов, патрубков, карманов и т.п., и технологии футеровки листовым композитом для прямых плоскостных участков объекта защиты.

В таблице приведены некоторые физико-механические свойства вышеперечисленных полимеров.

Физико-механические свойства полимеров

Полимер	Физико-механические свойства					
	Плотность, кг/м ³	Предел прочности, МПа, при			Относительное удлинение, %	Рабочая температура t , $^{\circ}\text{C}$
		растяжении	сжатии	изгибе		
Полиэтилен	830...920	12...16	12...15	12...17	150...600	$-70...+100$
Полипропилен	900	25...40	60...70	80...110	100...300	$-35...+145$
Поливинилхлорид (винипласт)	1330...1430	40...60	80...100	90...120	10...25	$-20...+60$
Фторопласт 4	2160...2260	14...25	10...12	11...14	250...500	$-100...+260$
Стеклопластик	1220...1700	400	280	240	2...15	$-60...+160$ (до 1500°)

* На кремнийорганическом связующем и минеральных наполнителях.

Анализ данных рисунка и таблицы позволяет рекомендовать защиту композиционными материалами как наиболее отвечающую широкому кругу возможных химически активных сред, при этом само покрытие по удельным физико-механическим характеристикам не уступает конструкционным маркам стали.

Важными показателями того или иного вида защитного футеровочного покрытия, помимо его стойкости к воздействию агрессивной среды, является технологичность нанесения и эксплуатационные характеристики. Преимущества футеровки композитами перед защитой пластиком заключаются в следующем:

1. Комбинированная технология футеровки композитами, заключающаяся в сочетании способов "мокрого ламинирования" и защиты листовым композитом, позволяет защищать любые по сложности поверхности объекты – с присоединенными патрубками и отводами, с поднутрениями, со сферическими и криволинейными поверхностями и т.п.

2. Слабым местом любой конструкции из термопластичных листов является сварной шов, который помимо снижения химической стойкости из-за термомодифузионного разложения структуры пластика является концентратором внутренних напряжений конструкции и обладает пониженной на 30...50 % механической прочностью. При "мокром ламинировании" армирующий материал укладывается с перехлестом слоев, таким образом, швов вообще нет. А при монтаже листового композита стыки между листами заклеиваются по специальной технологии, позволяющей получить равнопрочное защитное покрытие как по химической стойкости, так и по физико-механическим параметрам.

3. Метод "мокрого ламинирования" позволяет менять толщину защитного слоя в зависимости от нагруженности того или иного участка защищаемой конструкции. Кроме того, при комбинации видов армирующих материалов (стекломаты, стеклоткани, стеклорогожи, ровинги и др.) меняются прочностные свойства защиты, которые оптимально соответствуют требованиям создания статически уравновешенной конструкции.

4. Важнейшими эксплуатационными преимуществами защиты композитами являются его ремонтно-пригодность и возможность визуального контроля технического состояния защитной системы.

5. Композиционный материал создается под конкретные условия эксплуатации и поэтому в наибольшей степени им соответствует. Введением специальных наполнителей как элементов структуры композита, последнему можно придавать специфические свойства: износостойкость, электропроводность, антиадгезионность, огнестойкость и т.п.

6. Кроме вышеперечисленных достоинств футеровки композитами отметим также:

– высокую ударо-вибропрочность защитной системы, позволяющую воспринимать динамические нагрузки на конструкцию и гасить резонансные колебания;

– высокие химическую стойкость и прочность стеклопластиков, которые позволят во многих случаях отказаться от каркаса изделия, выполненного из специальных марок стали, титана и т.п., а делать его из обычной углеродистой стали, что значительно снижает стоимость изделия при сохранении основных эксплуатационных требований;

– органические смолы, являющиеся связующим звеном в композитах, обладают хорошей совместимостью с другими видами защитных материалов: эмалями, резинами, полиуретанами, мастиками и т.п., что позволяет проводить комплексную защиту технологического оборудования с применением различных видов защитных систем, материалов, технологий в зависимости от конструкции объекта защиты, условий эксплуатации, требуемого уровня защиты, качества обслуживания и ремонта, а также других технологических параметров.

Композиты – относительно новый вид материалов, а применение их в качестве защиты – работа последних десятков лет, за которые сделан гигантский скачок от идеи до внедрения и опыта эксплуатации в сотнях самых агрессивных сред и производственных условиях. Сегодня композитами можно защитить практически любое оборудование, а на подходе материалы с рабочей температурой, превышающей +1000 °С, стойкие в любых органических и минеральных средах, с функциями самоконтроля и индикации. Определяющая роль отводится нанокompозитам с полимерной матрицей.

Таким образом, рассматривая совокупность признаков, определяющих целесообразность применения того или иного вида футеровочного материала для изделий, эксплуатируемых в особо опасных производственных условиях, следует констатировать, что на данный момент времени футеровка химически стойким стеклопластиком является наиболее предпочтительным видом футеровки из-за своей универсальности, отличной химической стойкости, технологичности и наличия явных эксплуатационных преимуществ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Холодников Ю.В., Альшиц Л.И. О взаимосвязи и особенностях композиционных материалов // Композитный мир. 2009. № 2.
2. Пат. 2365678 РФ. Способ получения защитного футеровочного покрытия / Патентообладатель ООО СКБ "Мысль". Оpubл. 27.09.09.
3. Пат. на полезную модель 92383 РФ. Лист футеровочный слоистый / Патентообладатель ООО СКБ "Мысль". Оpubл. 20.04.10.



Указатель статей, опубликованных в 2011 г.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Безъязычный Ф.В., Тимофеев М.В., Фоменко Р.Н., Шустер Л.Ш.** Определение влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на параметры качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей..... № 11
- Виноградова Н.В., Прокофьев М.А.** Взаимосвязь скрытой энергии деформации с технологическими условиями механической обработки № 1
- Гончаров С.В., Иванов В.А.** Получение градиентных полимерных композиционных материалов антифрикционного назначения на основе эпоксидных смол методом центробежного формирования № 3
- Чудина О.В., Александров В.А., Фатюхин Д.С.** Влияние ультразвуковой кавитации на состояние поверхности конструкционных сталей № 2

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Агамиров Л.В., Лисин А.Н., Мозалев В.В.** Прогнозирование сопротивления усталости барабанов авиационных колес, подверженных поверхностному пластическому деформированию № 3
- Блюменштейн В.Ю.** Структурные модели технологического наследования..... № 1
- Васильев А.С., Кондаков А.И., Клименко С.А., Хейфец М.Л., Гайко В.А.** Технологическое управление наследованием эксплуатационных показателей качества упрочненных поверхностей № 1
- Голиков Н.И., Сидоров М.М.** Влияние ультразвуковой обработки на ударную вязкость сварных соединений труб, изготовленных из сталей 09Г2С и 13Г1СУ.. № 7
- Губанов В.Ф.** Формирование остаточных напряжений при выглаживании деталей износостойким инструментом № 7
- Гуров Р.В., Шоев А.Н.** Особенности взаимодействия инструмента и обрабатываемой поверхности при центробежно-ударной обработке № 11
- Гущин А.Ю.** Влияние угла подлета микрошарика на параметры поверхностного слоя № 3
- Жиганов В.И., Халимов Р.Ш.** Разработка и исследование технологии финишного электромеханического упрочнения направляющих токарного станка..... № 7

- Каргин В.А., Тихомирова Л.Б., Абрамов А.Д., Галай М.С.** Повышение эффективности механической обработки сварных соединений рельсов № 3
- Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Баринов С.В., Волобуев А.В.** Разработка параметров для описания гетерогенно-упрочненной структуры № 2
- Крамаренко Е.И., Мозалев В.В., Зубань Н.Г., Лисин А.Н.** Прогнозирование живучести барабанов авиационных колес с учетом поверхностного пластического деформирования № 11
- Кузнецов В.П., Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Киряков А.Е.** Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементованной стали 20Х наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах № 9
- Кузнецов В.П., Макаров А.В., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А., Роговая С.А., Киряков А.Е.** Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре № 11
- Кузнецов В.П., Макаров А.В., Саврай Р.А., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю., Киряков А.Е.** Формирование высококачественных поверхностей деталей из коррозионно-стойкой стали выглаживанием специальным инструментом с узлом динамической стабилизации на токарно-фрезерном центре № 8
- Лебедев В.А., Малегон И.П.** Энергетический подход к выбору режимов обработки и оценки качества поверхностного слоя, упрочненного динамическими методами ППД № 7
- Отений Я.Н., Ольштынский Н.В., Ольштынский С.Н., Щеголев Н.Г.** Определение контактных напряжений в зоне сближения деформирующих роликов и опорного конуса с перекрещивающимися осями при обработке ППД..... № 2
- Степанов Ю.С., Сотников В.И., Ткаченко А.Н.** Оптимизация конструкции комбинированного инструмента для токарной обработки и алмазного выглаживания торцовых поверхностей деталей из меди № 8
- Тамаркин М.А., Тихонов А.А.** Исследование процесса гидроабразивной обработки № 10

- Тамаркина Е.М., Рожненко О.А., Тищенко Э.Э., Корольков Ю.В.** Теоретические и экспериментальные исследования процессов обработки фасонных поверхностей деталей свободным абразивом № 11
- Федотов Г.Д., Табаков В.П., Адакин В.А.** Геометрическая точность прямобочных шлицев на валах при многопроходном холодном пластическом деформировании накатной головкой № 4
- Федотов Г.Д., Табаков В.П., Адакин В.А., Бадыков М.М.** Упрочнение прямобочных шлицев на валах при многопроходном холодном пластическом деформировании накатной головкой № 7
- Шоев А.Н.** Повышение качества и износостойкости поверхностного слоя деталей электромеханической импульсной обработкой № 3
- Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Ерохин В.В., Бирюков А.И., Юшин Д.И.** Повышение качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлоплакирующих смазок № 8

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Бровер А.В.** Наноструктурные эффекты в лазерно-облученной стали № 1
- Дробяз А.А., Буров В.Г., Батаев В.А., Дробяз Е.А., Веселов С.В., Голковский М.Г.** Формирование дисперсно-упрочненного композиционного материала WC—Ag в условиях высокоскоростного нагрева № 5
- Кропоткина Е.Ю.** Аналитическое исследование комплексного влияния асимметричного упрочнения на точность нежестких деталей № 12
- Муравьев В.И., Бахматов П.В., Дебеляк А.А., Евстигнеев А.А.** Влияние условий взаимодействия сухого воздуха с поверхностью сплавов на технологичность изготовления и свойства конструкций № 6

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Агеев В.Е.** Изучение физико-механических свойств твердосплавных порошков, получаемых электроэрозионным диспергированием отходов № 6
- Агеев А.В., Гадалов В.Н., Семенихин Б.А., Агеева Е.В., Латыпов Р.А.** Рентгеноспектральный микроанализ частиц порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава № 2
- Агеев А.В., Семенихин Б.А., Агеева Е.В., Латыпов Р.А.** Оценка эффективности применения твердосплавных порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердых сплавов, при восстановлении и упрочнении деталей композиционными гальваническими покрытиями № 9

- Агеев Е.В., Сирота В.В., Латыпов Р.А.** Исследование свойств изделий из порошков карбида фольфрама и карбида титана, используемых при упрочнении режущего инструмента № 12
- Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Мельшанов А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.** Свойства медных покрытий, нанесенных газодинамическим напылением .. № 9
- Беликов А.И., Шарапков М.А., Седых Н.С.** Антифрикционные упрочняющие нанокompозитные покрытия, формируемые методами магнетронного осаждения и ионно-лучевой обработки тонких пленок.... № 5
- Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Косьмин А.А., Степанова С.В.** Покрытия для защиты от сульфидно-оксидной коррозии жаропрочных литейных никелевых сплавов № 12
- Василенко Н.А., Дзюба В.Л., Зёма А.В.** Повышение твердости и адгезионной стойкости прокатных валков из серого чугуна методом ионной имплантации. № 12
- Витязь П.А., Гордиенко А.И., Хейфец М.Л.** Проектирование процессов, использующих для упрочняющей обработки конструкционных материалов концентрированные потоки энергии № 1
- Гальченко Н.К., Самарцев В.П., Белок С.И., Гальченко В.Г.** Перспективы применения нитридно-плазменной технологии в металлургии при создании композиционных металлокерамических покрытий № 2
- Глебова М.А., Корнев А.Б., Глебов В.В.** Сравнительные исследования свойств газометрических покрытий и систем покрытие—низколегированная сталь для эксплуатации при повышенных температурах..... № 6
- Гнюсов С.Ф., Игнатов А.А., Дураков В.Г.** Влияние термоциклирования при электронно-лучевой наплавке на структурно-фазовое состояние и износостойкость покрытий на основе стали Р6М5 № 5
- Гордиенко А.И., Поболь И.Л., Хейфец М.Л., Шипко А.А.** Электронно-лучевое упрочнение поверхностей титановых сплавов с покрытиями № 12
- Григорьев С.Н., Фоминский В.Ю., Романов В.И., Калустян Г.Г., Бычкова М.А.** Влияние режимов импульсного лазерного осаждения на трибомеханические свойства тонкопленочных покрытий Mo—Se—Ni—C № 9
- Ильинкова Т.А., Ибрагимов А.Р.** Исследование механических свойств плазменных теплозащитных покрытий в условиях статических нагрузок..... № 10
- Каменева А.Л.** Влияние давления газовой смеси на структурные и фазовые изменения в пленках нитрида титана в процессе электродугового испарения № 7
- Кондратьев С.Ю., Попов В.О.** Получение износостойкого квазинаноструктурного поверхностного слоя в сталях и цветных сплавах лазерной обработки № 2

Косарев В.Ф., Сова А.А., Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю. Свойства медных и алюминиевых покрытий, полученных детонационным и холодным напылением	№ 6
Минаков В.Н., Блощаневич А.М., Рудык Н.Д., Пучкова В.Ю., Хоменко Г.Е. Влияние лазерной обработки на свойства чугуна ВЧ40.....	№ 10
Наркевич Н.А., Иванова Е.А., Тагильцева Д.Н. Напряженно-деформированное состояние покрытия 60Х24АГ16, полученного электронно-лучевой наплавкой, и его фрикционное упрочнение	№ 8
Нафиков М.З. Экспериментальное определение режимов электроконтактной приварки проволоки.....	№ 7
Николенко С.В., Бурков А.А. Некоторые аспекты механизированного электроискрового легирования стали вращающимся торцевым электродом из твердого сплава с различной частотой и длительностью электрических импульсов	№ 5
Овчинников В.В., Якутина С.В., Козлов Д.А. Влияние последовательности имплантации ионов меди и свинца на их распределение в поверхностном слое стали 30ХГСН2А.....	№ 12
Осколкова Т.Н. Влияние способов нанесения покрытий на шероховатость WC–Co твердого сплава	№ 10
Полетика И.М., Гнюсов С.Ф., Голковский М.Г., Иванов Ю.Ф., Крылова Т.А., Макаров С.А., Тересов А.Д. Создание упрочняющих покрытий электронно-лучевой наплавкой и последующей импульсной обработкой электронным пучком	№ 1
Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Рельеф поверхности и структура псевдоплавных покрытий системы молибден–медь, сформированных электро-взрывным способом	№ 10
Смыслов А.М., Быбин А.А., Невьянцева Р.Р., Новиков А.В., Дементьев А.В. Особенности обеспечения ресурса электронно-лучевого покрытия Co–Cr–Ni–Al–Y на этапе восстановительного ремонта лопаток газовых турбин.....	№ 8
Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Осипов М.А. Повышение работоспособности отрезных резцов путем разработки многослойных покрытий	№ 11
Тополянский П.А., Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский А.П. Исследования свойств нанопокрyтия, наносимого методом финишного плазменного упрочнения	№ 2
Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Дуда И.М., Иванов О.Н., Ковалева М.Г., Марадудина О.Н., Трусова Я.В. Свойства покрытия из порошка титана на подложке из стали (0,3 % C), нанесенного кумулятивно-детонационным устройством.....	№ 8
Химухин С.Н., Теслина М.А., Ри Хосен, Ри Э.Х. Формирование, микроструктура и свойства "белого слоя" сталей при низковольтном электроискровом легировании	№ 4

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Бойко В.М., Физулаков Р.А. Возможности применения нанопокрyтий на основе эпиламов для повышения функционального качества поверхности изделий ..	№ 8
Бородин И.П., Ширяев В.Ю., Шатов Ю.С., Седых О.В., Щеренкова И.С. Композиционные хромо-вые покрытия с ультрадисперсными сверхтвердыми наполнителями.....	№ 12
Веселовский А.А. Определение толщины и микротвердости покрытий на сером чугуне при термодиффузионном насыщении	№ 11
Виноградов С.Н., Севостьянов Н.В., Виноградов О.С. Электроосаждение медно-никелевых сплавов из сульфосалицилатно-аммиачного электролита.....	№ 12
Гадалов В.Н., Крючков К.А., Сальников В.Г., Ляхов А.В. Эффективность цианирования конструкционных сталей в нетоксичных соляных ваннах	№ 4
Кисель Ю.Е. Влияние структурно-механических параметров композитов на их износостойкость.....	№ 10
Ковенский И.М., Поветкин В.В., Венедиктов А.Н. Образование пересыщенных твердых растворов при электроосаждении сплавов и гетерогенизация структуры покрытий в процессе старения	№ 5
Ковтунов А.И., Чермашенцева Т.В., Хохлов Ю.Ю. Исследование влияния никеля на процессы жидкофазного алюминирования сталей погружением	№ 7
Колина Т.П., Брюханов В.В., Тарасов А.Н. Влияние исходной структуры и подготовки поверхности высоколегированных сталей на свойства диффузионных слоев при цементации в древесно-угольных смесях....	№ 1
Кочарян Е.В. Влияние химико-термической обработки на пластичность электролитических осталенных покрытий.....	№ 3
Кусманов С.А., Жиров А.В., Дьяков И.Г., Белкин П.Н. Влияние оксидного слоя на характеристики анодной цементации малоуглеродистых сталей.....	№ 4
Погрелок И.Н., Федирко В.Н., Лукьяненко А.Г., Пичугин А.Т., Самборский А.В. Влияние борирования на прочностные и усталостные характеристики титановых сплавов.....	№ 10
Пугачева Н.Б., Замараев Л.М., Трушина Е.Б., Гурченко Т.М., Замятин А.Н. Особенности разрушения диффузионного боридного покрытия на углеродистой стали в условиях термоциклирования под нагрузкой.....	№ 3
Росляков И.Н. Кинетика и термодинамика реакций в диффузионных слоях при науглероживании	№ 6
Росляков И.Н., Рослякова Л.И. Повышение сопротивления усталости и износостойкости стальных изделий, восстановленных гальваническим железнением, путем низкотемпературной нитроцементации... ..	№ 7

Смоленцев В.П., Кузнецов И.Ю., Осеков А.Н. Технология формирования теплообменных локальных поверхностей с использованием электрических методов обработки № 9

Степанов М.С. Определение параметров диффузии азота при поверхностном упрочнении спеченных железистоуглеродистых порошковых материалов № 4

ПОЛИМЕРНЫЕ

И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Скоробогатых В.Н., Луканин В.Л., Орлов А.С., Михайлов А.Г., Удалова Е.В. Повышение срока службы элементов котельного оборудования, работающего на тепловых электростанциях, подвергающегося повышенному абразивному износу № 4

ОБРАБОТКА

КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Бабичев А.П., Иванов В.В., Мотренко П.Д. Исследование основных технологических параметров формирования вибрационного механохимического покрытия и качество оксидной пленки № 5

Бабичев А.П., Иванов В.В., Худoley С.Н. Исследование процесса формирования нанопрофиля цинкового покрытия при вибрационной механохимической обработке углеродистых сталей № 9

Болдырев А.И. Упрочнение материалов виброударным и комбинированным методами с предшествующей электромеханической обработкой № 2

Кириллов О.Н., Сухочев Г.А. Комбинированная высокоскоростная обработка непрофилированным электродом-инструментом № 12

Коденцев С.Н., Сухочев Г.А., Смольяникова Е.Г. Технологическое обеспечение качества турбонасосных агрегатов комбинированными методами отделки и упрочнения № 6

Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Саврай Р.А., Коршунов Л.Г., Коган Л.Х., Солодова И.Л. Влияние упрочняющей фрикционной обработки и последующего отпуска на структуру, химический состав, твердость и вихретоковые характеристики закаленных конструкционных сталей № 4

Михайлюк А.И., Житару Р.П., Гитлевич А.Е. Возможности улучшения пластических свойств деформируемых поверхностей с помощью электроискровой обработки № 4

Романенко Е.Ф. Исследование покрытий на быстрорежущей стали, полученных методом локального электроискрового нанесения № 5

Росляков И.Н., Рослякова Л.И., Колмыков Д.В., Коробов Е.Н. Термодинамические расчеты взаимодействия углеродосодержащих атмосфер со сталью при цементации № 4

Сорокин В.М., Танчук С.С., Михеев А.В., Берглезов В.В. Упрочнение поверхностей валов совмещенным натиранием антифрикционных покрытий и ППД № 2

Табаков В.П., Власов С.Н., Романов А.А. Моделирование воздействия лазерного излучения на многослойную композицию № 12

Фомин А.А., Штейнгауэр А.Б., Лясников В.Н. Биосовместимые наноструктурированные гидроксиапатитовые покрытия и технология их получения плазменно-индукционным напылением № 6

Фомин А.А., Штейнгауэр А.Б., Лясников В.Н. Упрочнение гидроксиапатитовых покрытий, сформированных плазменным напылением с термической активацией металлической основы медицинских изделий № 10

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Григорьев С.Н., Красновский А.Н. Энергосиловые параметры процесса формирования порошковой проволоки для напыления наноструктурных покрытий № 3

Круцило В.Г., Кротинов Н.Б., Карпов А.В., Никишов О.В. Проектирование новой конструкции камеры охлаждения для установки термопластического упрочнения и экспериментальные сравнения эффективности упрочнения образцов из сплава ХН77ТЮР в кольцевом спрейере и в новой конструкции камеры охлаждения № 5

Сайфуллин Р.Н. Электроконтактная приварка ферромагнитных порошков № 7

Хромов В.Н., Коренев В.Н., Барабаш В.В. Технология и горелка для газопламенного напыления порошковыми материалами водородно-кислородным пламенем № 4

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Губанов В.Ф. Вибродиагностика упрочнения поверхности выглаживаемой детали № 3

Корешков В.Н., Кусакин Н.А., Премент Г.Б., Семенов С.В., Точило В.С., Хейфец М.Л. Управление и контроль процессов упрочнения и восстановления деталей машин № 7

Подымова Н.Б., Карабутов А.А., Мордынский В.Б. Импульсный акустический метод измерения пористости газометрических покрытий с лазерным источником ультразвука № 6

Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Глинка А.С., Логов А.Б. Акустические и физико-механические показатели теплоустойчивой стали в окрестности трещины № 10

Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Глинка А.С., Пимонов М.В., Логов А.Б. Анализ физико-механических показателей и состояния длительно работающего металла энергооборудования № 11

**ИНФОРМАЦИЯ.
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ**

Букатый С.А. К вопросу о влиянии толщины и свойств нанопокровов на частотные характеристики пластин № 3

Константинов В.М., Ткаченко Г.А. Упрочнение быстрознашиваемых деталей почвообрабатывающих плугов нитроцементацией с локальным индукционным циклическим нагревом № 2

Михлюк А.И. Основы создания и эксплуатации индукторов ТВЧ для термической обработки в машиностроении № 3

Панфилов Ю.В., Клименко С.А. Отчет о XI Международной научно-технической конференции "Инженерия поверхности и реновация изделий" № 9

Труханов В.М., Крыхтин Ю.И. Физические основы разработки заготовок корпуса синхронизатора с бронзовым газотермическим покрытием для работы в масле в узлах трансмиссий транспортных машин № 10

Указатель статей, опубликованных в 2010 г. № 1



**МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ
РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА:**

учебник для студентов вузов

С.Н. Григорьев

Цена 600 р.

2009. – 368 с.: ил. ISBN 978-5-94275-429-7

Рассмотрены физические и технологические основы современных методов нанесения покрытий, поверхностного легирования, термической, деформационной и комбинированной обработки, исследовано их влияние на физико-механические свойства поверхностного слоя и эксплуатационные показатели режущего инструмента. Приведены материалы, касающиеся оценки качества режущего инструмента после нанесения покрытий и поверхностной модификации, а также ряд других важных вопросов.

Для студентов вузов, аспирантов и специалистов-инструментальщиков, занимающихся разработкой и исследованием различных методов повышения стойкости режущего инструмента.

Гриф УМО.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромьинский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

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

E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*

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

Сдано в набор 01.11.11 г. Подписано в печать 19.12.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,70. Заказ 8. 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