ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1 (25)
январь
2007

Издается с января 2005 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Гнедовец А.Г., Лаврухин Д.В. Компьютерное моделирование процесса ионно-имплантационной обработки пластин импульсной лазерной плазмой, содержащей одно- и двухзарядные ионы 3

Химухин С.Н. Условия возникновения искрового процесса при низковольтной электроискровой обработке 12

Олейников В.Н. Метод расчета и анализа характеристик трения и изнашивания ионно-имплантированной стали Р6М5 16

Пайкин А.Г., Шулов В.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И., Крайников А.В., Теряев А.Д., Теряев Д.А. Кратерообразование на поверхности деталей из титановых сплавов при облучении сильноточными импульсными электронными пучками 19

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Гурын С.В., Погрелюк И.Н., Федирко В.Н. Закономерности формирования карбоксидных покрытий на титане 26

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Киричек А.В., Звягина Е.А. Исследование влияния эпиламирования на повышение стойкости осевого инструмента 30

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Ковалев А.П. Основные закономерности вдавливания сферического индентора и оценка физико-механических свойств поверхностного слоя деталей 36

Маслюк В.А., Баглюк Г.А., Напара-Волгина С.Г., Яковенко Р.В. Упрочнение быстроизнашивающихся поверхностей безвольфрамовыми твердыми сплавами и карбидсодержащими сталями 42

Жуков А.А., Щапова Л.А. Статистический анализ влияния химического состава сталей на показатели качества азотированного слоя 48

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Указатель статей, опубликованных в 2006 году 53

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

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

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

Заместители председателя редакционного совета:
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Ю.В. ПАНФИЛОВ
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
Н.А. ФЕТИСОВА
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (495) 269-48-97.

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

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

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2007**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 1 (25)
January
2007

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
N.A. FETISOVA
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Fax: (495) 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

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Nevolin V.N., Fominski V.Yu., Gnedovets A.G., Lavruhin D.V. Computer modeling of ion implantation treatment of plates from pulsed laser plasma containing multiple-charge ions 3

Khimukhin S.N. Conditions of spark process occurence at low-voltage electrospark processing 12

Oleynikov V.N. The method of calkulation and analysis of characteristics of the friction and the wear by ion-implantation P6M5 steel 16

Paykin A.G., Shulov V.A., Engelko V.I., Tkachenko K.I., Kraynikov A.V., Teryaev A.D., Teryaev D.A. Crater creation on the surface of titanium alloy parts during irradiation with intense pulsed electron beams 19

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Guryn S.V., Pohreliuk I.N., Fedirko V.N. The regularities of carbooxide coating formation on titanium 26

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Kirichek A.V., Zvyagina E.A. Research of influence of epilamirovaniye method on increase resistance of axled instrument 30

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Kovalev A.P. The basic laws of cave-in spherical indenter and the estimation of physicomechanical properties of the surface layers of parts 36

Maslyuk V.A., Baglyuk G.A., Napara-Volgina S.G., Yakovenko R.V. Strengthening of fast weared surfaces by wolframfree solid alloys and carbide-containing steels 42

Zhukov A.A, Schapova L.A. The statistical analysis of influence of a chemical compound of steels on parameters of quality of the nitrogenized layer 48

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

The index of the articles published in 2006 53

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2007**

В.Н. Неволин, В.Ю. Фоминский *(МИФИ),*
А.Г. Гнедовец *(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН),*
Д.В. Лаврухин *(Московский государственный университет сервиса)*

Компьютерное моделирование процесса ионно-имплантационной обработки пластин импульсной лазерной плазмой, содержащей одно- и двухзарядные ионы

Представлены результаты компьютерного моделирования методом "частиц в ячейках" разлета импульсной лазерной плазмы, содержащей одно- и двухзарядные ионы, между плоскопараллельными электродами – лазерной мишенью и обрабатываемой пластиной. Для реализации высокоэнергетической ионной имплантации к обрабатываемой пластине подключали высоковольтный импульс отрицательной полярности с заданной формой. Показана возможность применения модели для выявления физической картины процессов, протекающих в плазме и обусловливающих формирование высокоэнергетического ионного пучка при варьировании свойств плазмы и режимов включения высоковольтного импульса. Результаты расчета энергетического спектра ионов, бомбардирующих пластину, использовали для моделирования концентрационного профиля распределения имплантированных ионов по глубине основы.

Results are presented from computer modeling of the expansion of pulsed laser plasma containing single and double charged ions between two parallel electrodes – laser target and work piece. To ensure high-energy ion implantation, a negative high-voltage pulse with a given shape was applied to a work piece. The possibility is shown of application of the particle-in-cell model to the description of physical processes in plasma that lead to the formation of high-energy ion beam depending on the plasma parameters and the regimes of the high-voltage pulse switching-on. The calculated energy spectrum of ions bombarding the processed plate was used for modeling of the depth profile of the implanted ions.

Введение

Высокоэнергетические ионные пучки представляют собой достаточно эффективный инструмент, позволяющий направленно воздействовать на поверхностные свойства материалов, изменяя их химический состав и структурно-фазовое состояние [1]. Модифицирование поверхностных слоев может быть осуществлено как путем непосредственного внедрения ионов (ионная имплантация), так и с помощью ионно-инициированных процессов, таких как ионное перемешивание и ионно-ассистированное осаждение покрытий.

В течение долгого времени ионная имплантация находила применение в основном в технологии микроэлектроники, что было обусловлено технической сложностью и дороговизной ионно-лучевого оборудования. В последнее время наблюдается заметный прогресс в области разработки более дешевых и высокопроизводительных технологических установок, позволяющих реализовать ионно-имплантационную обработку и ионно-ассистированное осаждение покрытий на различные по форме изделия, применяемые в металлообработке и машиностроении [2]. Основной принцип работы таких установок заключается в "вытягивании" ионов из газоразрядной плазмы или плазмы электродугового разряда путем приложения к обрабатываемому изделию отрицательного потенциала. Другой, хорошо известный способ получения плазмы предусматривает облучение материалов лазерными импульсами с высокой плотностью мощности. В работах [3–5] показана возможность применения такой плазмы для ионной имплантации и ионно-ассистированного осаждения различных покрытий. Предложенная методика отличается простотой технологического исполнения и высокой универсальностью.

В числе наиболее важных факторов, влияющих на эффективность применения ионной имплантации при обработке конструкционных материалов, следует выделить химический состав пучка, энергию ионов в пучке, а также возможность контроля параметров ионно-лучевой обработки (дозы и энергии ионов). Лазерное излучение является наиболее универсальным инструментом для получения плазмы самых различных твердотельных материалов. Для повышения энергии имплантируемых ионов можно увеличивать как ускоряющие напряжения, так и концентрацию многозарядных ионов в используемой плазме, не из-

меняя ускоряющего напряжения. Второй способ представляется более простым с технической точки зрения, поскольку не требует существенного усложнения конструкции технологической установки и системы ее электропитания. Однако в случае применения плазмы, содержащей ионы разной зарядности, значительно сложнее контролировать дозу и энергию имплантируемых ионов. Один из возможных путей решения этой проблемы заключается в разработке компьютерных моделей, позволяющих провести достаточно точный расчет энергетических характеристик ионных пучков и на их основе прогнозировать концентрационные профили распределения имплантированных ионов по глубине основы.

В работе [6] представлена компьютерная модель разлета импульсной лазерной плазмы во внешнем электрическом поле. Максимальная плотность ионов в плазме не превышала $1 \cdot 10^{11}$ см$^{-3}$, плазма состояла из однозарядных ионов. Такие условия реализуются, как правило, в технологии импульсного лазерного осаждения металлических тонкопленочных структур при использовании лазерных импульсов умеренной интенсивности.

Цель данной работы заключалась в создании компьютерной модели, воспроизводящей разлет более плотной и сильно ионизованной лазерной плазмы. Представлялось важным исследовать условия получения ионных пучков с высокой долей высокоэнергетических ионов и разработать методику расчета концентрационных профилей глубинного распределения ионов, имплантированных в таких условиях. На практике такие условия легко реализовать путем повышения плотности мощности лазерного воздействия на мишень (например, уменьшением диаметра лазерного пучка на мишени). Увеличение энергии имплантируемых ионов позволяет модифицировать глубокозалегающие слои основы и эффективно формировать градиентные (переходные) слои между покрытием и основой за счет ионного перемешивания.

Свойства импульсной лазерной плазмы, содержащей многозарядные ионы

Фундаментальные исследования свойств импульсной лазерной плазмы продолжаются уже более двух десятилетий [7]. Изучены основные механизмы воздействия интенсивного светового пучка на материалы, а также процессы, вызывающие образование плазмы и определяющие ее динамику и зарядовый состав на разных стадиях разлета от мишени. Однако современное состояние теории взаимодействия лазерного излучения с веществом не позволяет точно прогнозировать свойства плазмы для конкретных режимов лазерного воздействия на определенный материал. По этой причине для определения начальных условий – свойств плазмы на ранней стадии разлета – в работе были проведены специальные исследования лазерной плазмы с помощью традиционной времяпролетной методики. Все экспериментальные исследования выполняли на вакуумной установке, подробно описанной в работе [3]. Для получения плазмы проводили облучение титановой пластины лазерными импульсами наносекундной длительности. Использовали излучение с длиной волны 1,06 мкм. Энергия излучения в импульсе составляла примерно 50 мДж. Плотность энергии излучения на мишени после фокусировки была равна примерно 5 Дж/см^2. Выбор титана обусловлен его чрезвычайно полезными свойствами, которые он проявляет при легировании поверхности материалов и различных покрытий, а также при создании градиентных слоев перед осаждением покрытий [8].

Времяпролетные спектры ионов импульсной лазерной плазмы подвергали математической обработке по специальной методике [9]. В результате установлено, что при лазерном облучении титана с плотностью энергии 5 Дж/см^2 доля двухзарядных ионов в плазменном потоке составляла ≈15 %, температура однозарядных ионов – ≈30 эВ, двухзарядных – ≈6 эВ, массовая скорость однозарядных ионов титана – $2 \cdot 10^4$ м/с, двухзарядных – $3 \cdot 10^4$ м/с, скорость движения ионного фронта в плазменном потоке – $3{,}3 \cdot 10^4$ м/с.

Измерение ионного тока показало, что суммарный поток ионов на детектор за один импульс составлял примерно $1{,}5 \cdot 10^{11}$ см$^{-2}$. Предполагалось, что узконаправленный от мишени к основе поток ионов с такой плотностью сформировался при удалении фронта плазмы от мишени на расстояние, существенно превышающее размер пятна фокусировки, но меньшее, чем расстояние от мишени до пластины. Можно считать, что основные параметры лазерной плазмы практически не изменяются после удаления ее фронта от мишени на расстояние ≈1 см. В этих условиях оценочная плотность ионов у лазерной мишени при расширении плазмы на 1 см составила ≈$1 \cdot 10^{12}$ см$^{-3}$. После лазерного облучения мишени ионный фронт плазмы проходил расстояние 1 см примерно за 0,3 мкс. Отметим, что характерное значение электронной температуры в лазерной плазме составляет ≈1 эВ [10].

Особенности компьютерной модели разлета лазерной плазмы в импульсном электрическом поле

Для описания разлета лазерной плазмы, содержащей одно- и двухзарядные ионы, во внешнем электрическом поле применяли метод "частиц в ячейках" (Particle-in-Cell, или PIC) [11]. Описание физических процессов в плазме методом PIC сводится к совместному решению уравнений движения электронов

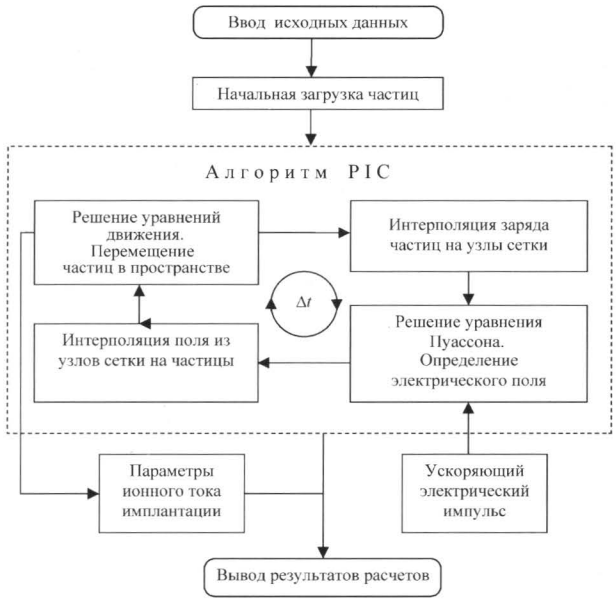


Рис. 1. Алгоритм программы компьютерного моделирования разлета импульсной лазерной плазмы во внешнем импульсном электрическом поле

и ионов в некоторой представительной выборке из полного числа частиц плазмы и уравнения Пуассона для потенциала самосогласованного электрического поля, рассчитываемого на узлах пространственной сетки. Подробное описание компьютерной модели приведено в работе [6]. Алгоритм программы, написанной на языке FORTRAN 90, представлен на рис. 1. В новой модели были изменены ввод данных и начальная загрузка частиц.

Начальная загрузка "компьютерных" частиц (суперчастиц) соответствовала физическому моменту времени t_0, достаточно малому по сравнению с характерным временем разлета лазерной плазмы от мишени до обрабатываемой пластины, которые были установлены на расстоянии 8 см друг от друга. Это время соответствовало моменту удаления ионного фронта примерно на 1 см от мишени при свободном разлете в вакууме. Для загрузки выбрана процедура, при которой ионы мгновенно "инжектировались" с поверхности мишени с заданной функцией распределения по скоростям $f_i(\mathbf{v})$ и разлетались в вакуум в течение времени t_0. Были выбраны максвелловские функции распределения для однозарядных (зарядовое число $Z = 1$, индекс $i = i_{1+}$) и двухзарядных ($Z = 2$, $i = i_{2+}$) ионов:

$$f_i(\mathbf{v}) = \left(\frac{m_i}{2\pi k T_i}\right)^{3/2} \exp\left(\frac{m_i(\mathbf{v}-\mathbf{u}_i)^2}{2kT_i}\right);$$

при этом плотность N_i, температуру T_i и массовую скорость u_i ионов с массой m_i задавали согласно результатам экспериментальных измерений.

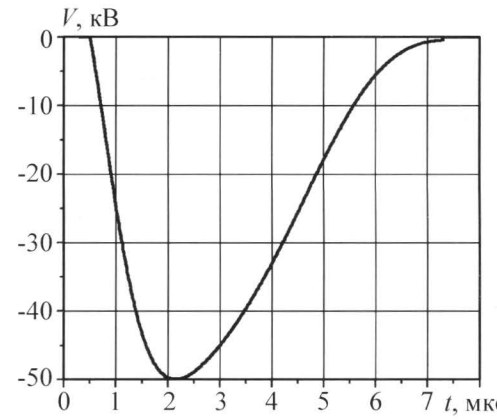


Рис. 2. Форма высоковольтного импульса, используемого в компьютерной модели для ускорения ионов импульсной лазерной плазмы, при его включении через 0,5 мкс после лазерного импульса

Электроны с максвелловской функцией распределения $f_e(\mathbf{v})$ загружались таким образом, чтобы внутри плазменного облака выполнялось условие квазинейтральности

$$N_e(x) = N_{i1+}(x) + 2N_{i2+}(x).$$

Случайные выборки частиц по заданным распределениям по скоростям и пространственным распределениям их плотности проводились методом статистического отклонения.

Самосогласованное электрическое поле $E = -\nabla\varphi$ в плазме определяли из решения уравнения Пуассона:

$$\Delta\varphi = -\frac{1}{\varepsilon}\rho;$$

$$\rho = e[N_{i1+}(x) + 2N_{i2+}(x) - N_e(x)],$$

где e – заряд электрона.

В качестве граничных условий в уравнении Пуассона использовали известные значения потенциала на заземленной мишени $\varphi(x = 0, t) = 0$ и на пластине $\varphi(x = x_s, t) = V_s(t)$, к которой с некоторой временной задержкой после лазерного импульса прикладывался *высоковольтный* (ВВ) импульс $V_s(t)$. Координата x отсчитывалась от лазерной мишени. Форма модельного ВВ-импульса задавалась достаточно сложной функцией (рис. 2), вид которой определяли по результатам аппроксимации формы реального ВВ-импульса, получаемого с импульсного трансформатора [4]. Важно отметить, что время нарастания напряжения немного превышало 1 мкс, амплитуда ускоряющего напряжения составляла 50 кВ, полная длительность импульса – около 7 мкс.

После определения самосогласованного электрического поля E расчет новых значений скоростей

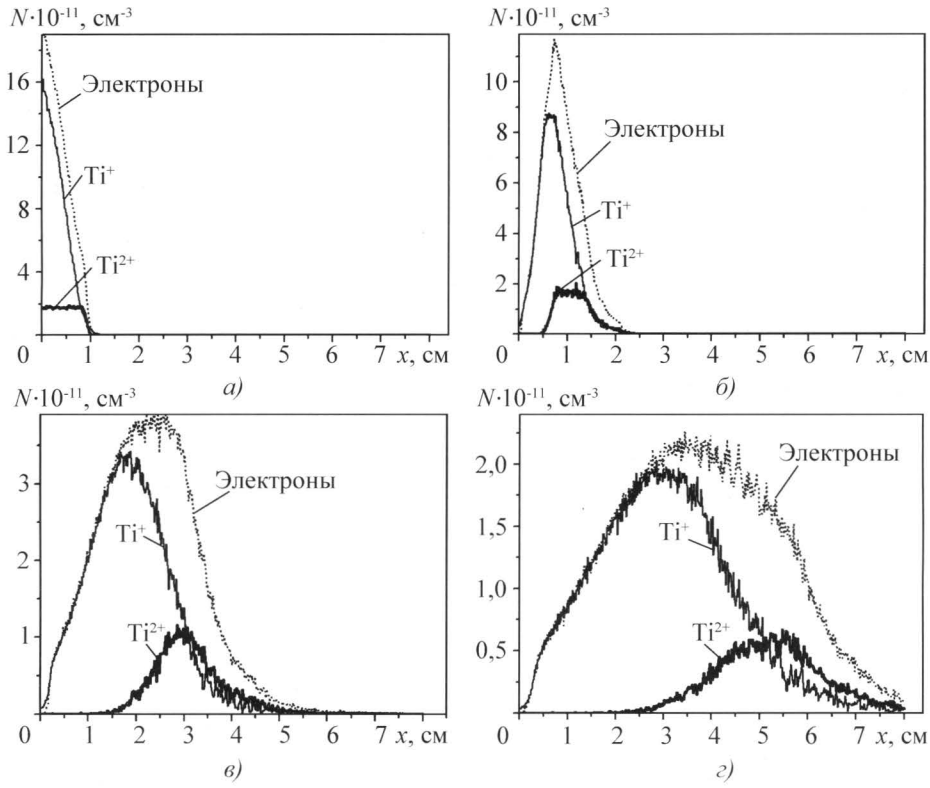


Рис. 3. Распределение компонентов лазерной плазмы в моменты времени t = 0,3 (*а*), 0,5 (*б*), 1 (*в*) и 1,5 мкс (*г*) при ее свободном разлете от титановой мишени (x = 0) к пластине (x = 8 см)

и координат частиц (ионов и электронов) по их старым значениям, полученным в предыдущем цикле, проводился по следующей схеме:

$$v_j^{new} = v_j^{old} + \frac{q_j E}{m_j}\Delta t;$$

$$x_j^{new} = x_j^{old} + v_j^{new}\Delta t,$$

где заряд частицы q_j выбирали равным $-e$, e и $2e$ для электронов, однозарядных и двухзарядных ионов соответственно.

Описанный алгоритм PIC циклически повторялся с шагом по времени Δt до тех пор, пока из разрядного промежутка в результате осаждения на основу и частичного возврата на мишень не выходила большая часть ионов.

Моделирование динамики импульсной лазерной плазмы при свободном разлете в вакууме и электрическом поле

Моделирование движения ионов разной зарядности при свободном разлете лазерной плазмы от титановой мишени показало (рис. 3), что двухзарядные ионы двигаются на фронте плазмы. Различие в начальных скоростях и температурах ионов Ti^+ и Ti^{2+} вызывало явное пространственное разделение компонентов, которое увеличивалось со временем. Эта особенность лазерной плазмы оказывает решающее влияние на формирование энергетического спектра имплантированных ионов при изменении условий включения высоковольтного импульса.

Рис. 4 отражает расчетную динамику импульсной лазерной плазмы во внешнем электрическом поле для случая малой (t = 0,5 мкс) временно́й задержки между лазерным и высоковольтным импульсами. Сравнение данных рис. 3 и 4 показывает, что в течение 0,5 мкс после включения импульса поле практически не влияет на динамику плазмы. Еще через 0,5 мкс на фронте плазмы образовалась область положительного пространственного заряда. Концентрации ионов Ti^+ и Ti^{2+} в этой области практически совпадали. В приграничном слое плазмы концентрация двухзарядных ионов оказывается выше, чем однозарядных. Имплантация ионов Ti^{2+} протекает за временной интервал от 1,5 до 3 мкс. Именно в это время ускоряющее напряжение оказывается наибольшим (см. рис. 2). В следующие моменты времени происходит в основном имплантация однозарядных ионов.

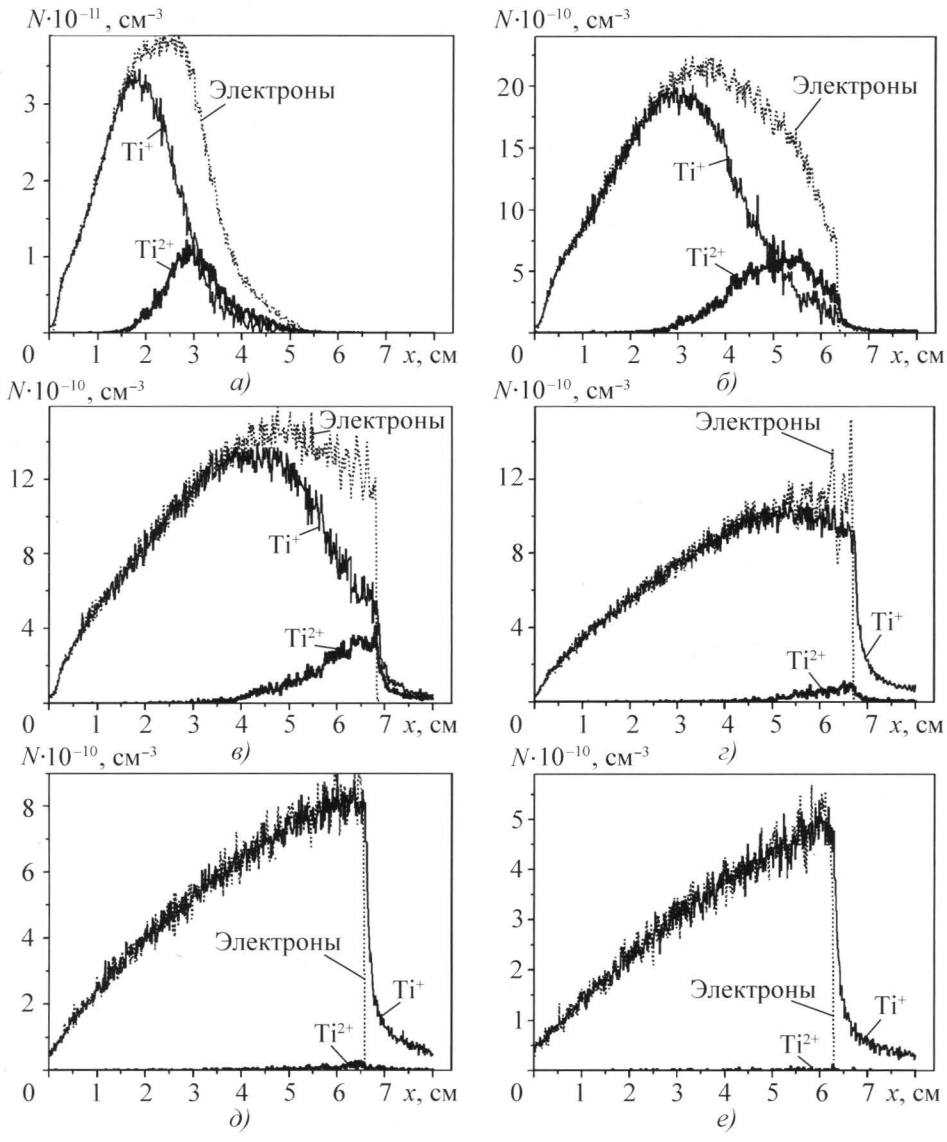


Рис. 4. Распределение компонентов лазерной плазмы в моменты времени t = 1 (*а*), 1,5 (*б*), 2 (*в*), 2,5 (*г*), 3 (*д*) и 4 мкс (*е*) при ее разлете под воздействием ускоряющего ВВ-импульса, включаемого через 0,5 мкс после лазерного импульса

Согласно расчетам граница плазмы с момента времени от первой до второй микросекунды приближается к пластине и локализуется на расстоянии менее 1 см от нее. Затем (за 1,5 мкс) граница плазмы слабо смещается от пластины и располагается на расстоянии примерно 1,5 см. В дальнейшем граница плазмы практически не движется. Этот эффект обусловлен одновременным развитием ряда конкурирующих процессов, включающих движение границы плазмы в ее объем под действием поля, собственную динамику плазмы, падение концентрации плазмы и одновременное уменьшение ускоряющего напряжения.

В случае увеличения задержки между лазерным и высоковольтным импульсами картина физических процессов, протекающих при разлете импульсной лазерной плазмы во внешнем электрическом поле, может существенно измениться. Согласно расчетам (рис. 5) при увеличении задержки до 1,5 мкс плазма успевает распределиться по всему межэлектродному пространству мишень–пластина. При включении поля на границе плазмы и пластины за 0,5 мкс формируется область положительного пространственного заряда толщиной около 0,5 см (рис. 6, *а*). Затем граница плазмы смещается от пластины к мишени и локализуется через 2,5 мкс после включения поля на расстоянии 2 см от пластины (рис. 6, *б*). В дальнейшем граница плазмы перемещается крайне медленно. Практически все ионы Ti^{2+} имплантируются в пластину в течение первой микросекунды после включения ускоряющего импульса. За это время потенциал

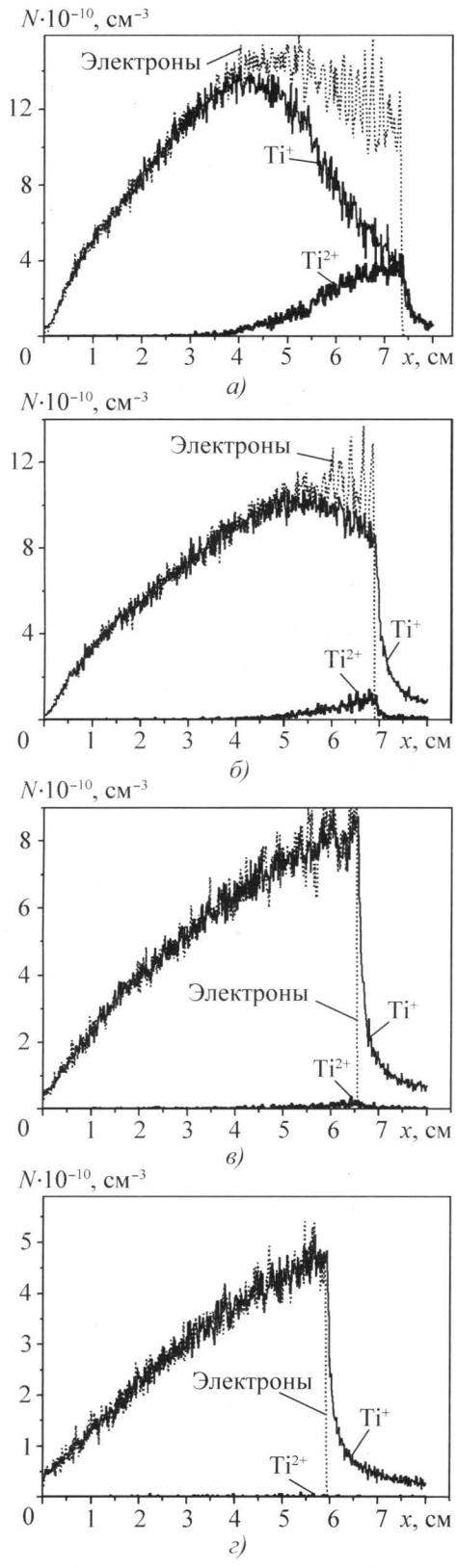


Рис. 5. Распределение компонентов лазерной плазмы в моменты времени t = 2 (*а*), 2,5 (*б*), 3 (*в*) и 4 (*г*) при ее разлете под воздействием ускоряющего ВВ-импульса, включаемого через 1,5 мкс после лазерного импульса

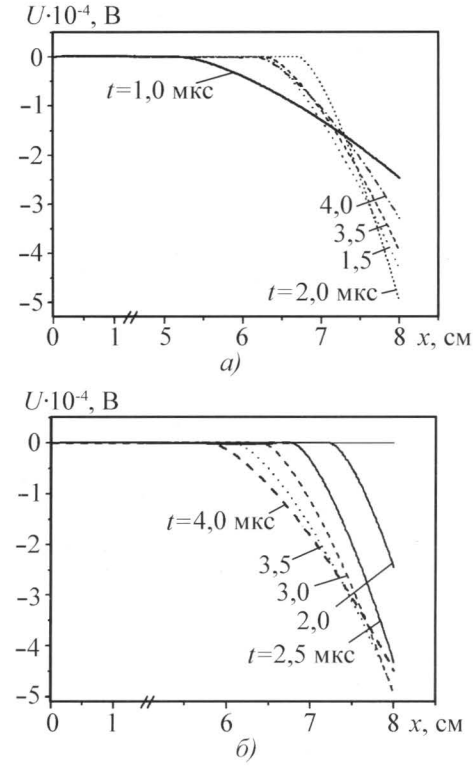


Рис. 6. Динамика потенциала электрического поля в межэлектродном пространстве мишень–пластина при разлете импульсной лазерной плазмы от титановой мишени под воздействием ВВ-импульса, включаемого через 0,5 (*а*) и 1,5 мкс (*б*) после лазерного импульса

пластины изменяется в широком диапазоне – от 0 до –50 кВ. В дальнейшем в процессе ионно-лучевой обработки участвуют только ионы Ti^+.

Токовые, дозовые и энергетические характеристики ионных пучков

На рис. 7 представлены расчетные импульсы ионного тока, которые возникают на пластине при имплантации ионов из импульсной лазерной плазмы в разных режимах. Формы ионных сигналов во многом совпадают. Однако следует отметить, что при малой временной задержке между лазерным и ВВ-импульсом максимум тока практически совпадает по времени с максимумом ВВ-импульса, а при большой задержке максимум тока опережает максимум напряжения.

Расчеты дозы ионной имплантации показали (рис. 8), что независимо от задержки между лазерным и ВВ-импульсом основное количество ионов внедряется за первые три микросекунды после включения ВВ-импульса. Однако при задержке, равной 1,5 мкс, доза набирается несколько быстрее, чем при задерж-

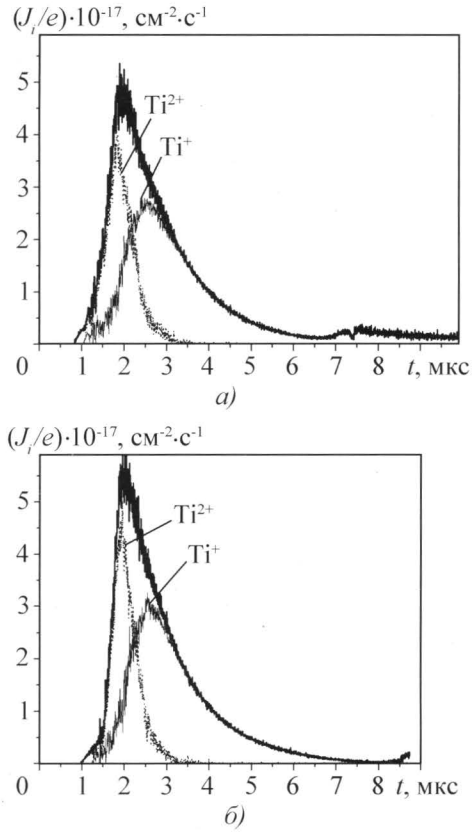


Рис. 7. Расчетные импульсы ионного тока J_i при имплантации ионов из импульсной лазерной плазмы, содержащей ионы Ti^+ и Ti^{2+}, при включении ВВ-импульса через 0,5 (*а*) и 1,5 мкс (*б*) после лазерного импульса (ионы Ti^{2+} переносят заряд, в 2 раза превышающий заряд Ti^+)

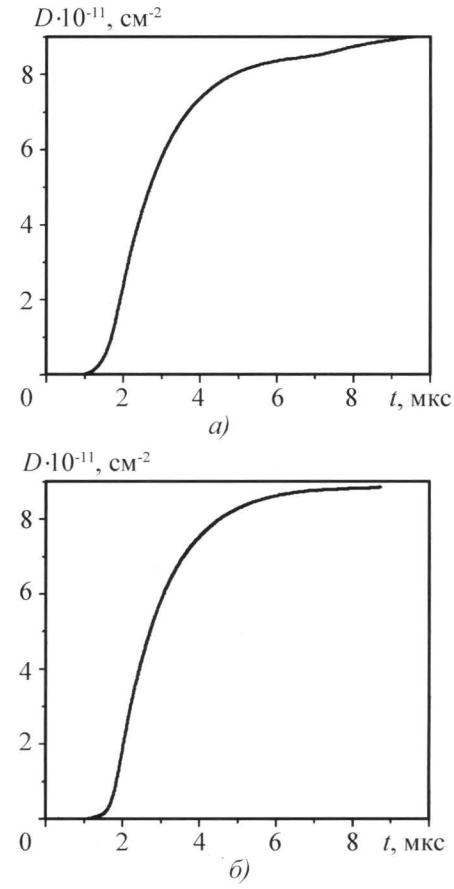


Рис. 8. Накопление дозы D ионов титана, имплантируемых из импульсной лазерной плазмы при включении ВВ-импульса через 0,5 (*а*) и 1,5 мкс (*б*) после лазерного импульса

ке, равной 0,5 мкс. При малой задержке доза ионов, падающих на пластину, накапливается даже после окончания ВВ-импульса. Это указывает на необходимость увеличения длительности ВВ-импульса для ускорения всех ионов лазерной плазмы в случае относительно быстрого включения ВВ-импульса после лазерного воздействия на титановую мишень.

Энергетические спектры имплантированных ионов существенно зависят от времени включения ВВ-импульса (рис. 9). Его включение на ранней стадии разлета импульсной лазерной плазмы позволяет реализовать эффективное ускорение двухзарядных ионов. В результате в энергетическом спектре присутствует относительно большое количество ионов с энергией $E_i \approx 100$ кэВ. Однако в этом случае возникает и низкоэнергетическая компонента. Причина ее появления, как было показано выше, заключается в том, что плазма сохраняется в межэлектродном пространстве дольше, чем действует на нее ВВ-импульс. Увеличение времени задержки приводит к тому, что в энергетическом спектре пик ионов с энергией ≈100 кэВ практически исчезает. Образуется лишь сильно размытое плато в диапазоне энергий 50...100 кэВ. Однако в этом случае практически все ионы лазерной плазмы используются для имплантационной обработки.

Расчет концентрационных профилей распределения имплантированных ионов по глубине основы

Очевидно, что различия энергетических спектров ионов, имплантируемых при разных временных задержках между лазерным и ВВ-импульсами, должны оказывать влияние на формирование глубинных профилей при внедрении этих ионов в обрабатываемый материал. В качестве примера возможного применения ионной имплантации титана из импульсной лазерной плазмы рассмотрим обработку железосодержащей основы. Для моделирования концентрационных профилей глубинного распределения ионов титана, имплантированных в железо в разных услови-

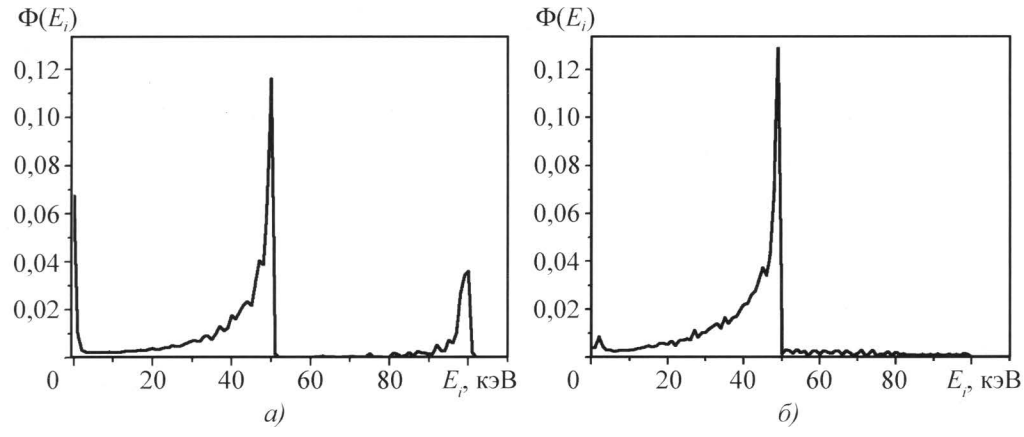


Рис. 9. Энергетическое распределение ионов, имплантированных из импульсной лазерной плазмы, содержащей ионы Ti^+ и Ti^{2+}, при включении ВВ-импульса через 0,5 (*а*) и 1,5 мкс (*б*) после лазерного импульса

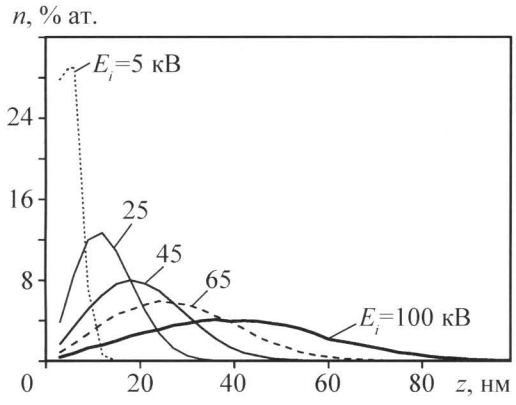


Рис. 10. Распределение концентрации *n* ионов титана, имплантированных с фиксированной энергией до дозы $1 \cdot 10^{16}$ см$^{-2}$, по глубине *z* железной основы

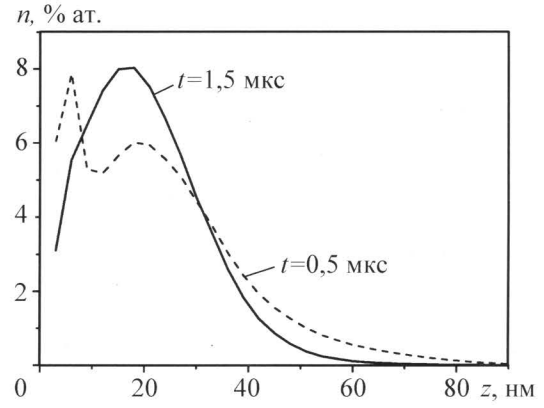


Рис. 11. Расчетное распределение концентрации *n* ионов титана, имплантированных из импульсной лазерной плазмы, по глубине *z* железной основы при включении ВВ-импульса через 0,5 и 1,5 мкс после лазерного импульса

ях, создавали базу данных теоретических профилей. Эти профили рассчитывались по программе SRIM (Stopping and Range of Ions in Matter) [12] для фиксированных значений энергии ионов титана с шагом 5 кэВ. Характерные результаты расчетов представлены на рис. 10. Видно, что при увеличении энергии внедряемых ионов происходят сильное уширение концентрационного профиля и уменьшение концентрации имплантированных атомов.

Рассчитанные энергетические спектры ионов титана, имплантируемых из лазерной плазмы (см. рис. 9), использовали для построения модельных концентрационных профилей титана в железе. Для этого проводили суммирование SRIM-профилей, учитывая доли ионов с определенной энергией в полном энергетическом спектре. Энергетический спектр имплантированных ионов разбивали на интервалы в 5 кэВ. При этом на выбранном отрезке спектра выбирали среднее значение Φ(E_i). Результаты расчета модельных концентрационных профилей представлены на рис. 11. Предполагалось, что суммарная доза имплантации одинакова во всех случаях. Видно, что в случае эффективного ускорения ионов Ti^{2+} (задержка 0,5 мкс) можно реализовать легирование железной основы на глубину до 100 нм. Структурные изменения могут распространяться на еще большую глубину [1]. При увеличении задержки между лазерным и ВВ-импульсами преимущественно модифицируется приповерхностный слой железной основы толщиной около 40 нм.

Выводы

1. Импульсная лазерная плазма, содержащая многозарядные ионы, является эффективным источником высокоэнергетических ионов при реализации импульсной ионной имплантации в оптимальных условиях. Оптимизация условий имплантации высокоэнергетических ионов предполагает правильный выбор времени включения ВВ-импульсов после ла-

зерного воздействия на мишень, учитывающий свойства плазмы и форму ВВ-импульса.

2. Разработана компьютерная модель, позволяющая провести всесторонний анализ физических процессов в импульсной лазерной плазме, распространяющейся в межэлектродном пространстве мишень–пластина под воздействием интенсивных внешних электрических полей, создаваемых ВВ-импульсами заданной формы. Модель воспроизводит динамику ионов разной зарядности и электронов, а также распределение электрического поля в окружении обрабатываемой пластины при варьировании начальных свойств плазмы, формы ВВ-импульса и времени его включения.

3. Предлагаемая модель позволяет проводить расчет токовых, дозовых и энергетических характеристик ионных пучков, формируемых из импульсной лазерной плазмы, содержащей ионы разной зарядности. При использовании модели для оптимизации технологических режимов ионно-лучевой обработки необходимо задавать основные характеристики импульсной лазерной плазмы на начальной стадии разлета от мишени. Расчет энергетических спектров имплантируемых ионов позволяет прогнозировать глубинные распределения внедренных атомов в различных основах.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Быковский Ю.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю.** Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1991. 240 с.

2. **Handbook** of Plasma Immersion Ion Implantation / ed. by A. Anders. New York: Wiley, 2000. 400 p.

3. **Ion-assisted** deposition of MoS_x films from laser-generated plume under pulsed electric field / V.Yu. Fominski, V.N. Nevolin, R.I. Romanov, I. Smurov // J. Appl. Phys. 2001. Vol. 89. No. 2. P. 1449–1457.

4. **Экспериментальные** исследования и моделирование имплантации ионов из импульсной лазерной плазмы в импульсных электрических полях / В.Н. Неволин, В.Ю. Фоминский, А.Г. Гнедовец, В.Е. Кошманов // Журнал технической физики. 2005. Т. 75. Вып. 6. С. 32–37.

5. **Трибологические** свойства алмазоподобных углеродных покрытий, сформированных на стали ионно-ассистированным осаждением из импульсной лазерной плазмы / В.Н. Неволин, В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, Г.А. Киселев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 6. С. 34–40.

6. **Расчет** дозовых и энергетических характеристик ионного облучения при ионно-ассистированном осаждении покрытий из импульсной лазерной плазмы / В.Н. Неволин, А.Г. Гнедовец, В.Ю. Фоминский, А.В. Хороманская // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 7. С. 30–37.

7. **Быковский Ю.А., Неволин В.Н.** Лазерная масс-спектрометрия. М.: Энергоатомиздат, 1985. 128 с.

8. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Киселев Г.А.** Трибологические свойства твердосмазочных покрытий на основе легированного диселенида вольфрама // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 38–44.

9. **Time-of-flite** profile of multiply-charged ion currents produced by a pulse laser / J. Krása, A. Lorusso, D. Doria, et al. // Plasma Phys. Control. Fusion. 2005. Vol. 47. P. 1339–1349.

10. **Angular** distribution of electron temperature and density in a laser-ablation plume / B. Toftmann, J. Schou, T.N. Hansen, J.G. Lunney // Phys. Rev. Let. 2000. Vol. 84. No. 17. P. 3998–4001.

11. **Бэдсел Ч., Ленгдон А.** Физика плазмы и численное моделирование. М.: Энергоатомиздат, 1989. 452 с.

12. **Ziegler J.F.** // SRIM.com.

Уважаемые читатели!

Номер 3 2007 г. будет посвящен 60-летию кафедры "Физическое и прикладное материаловедение" Донского государственного технического университета.

Статьи подготовлены сотрудниками этой кафедры, а также специалистами ОАО "ТАГМЕТ".

УДК 621.783:621.9.048.4

С.Н. Химухин *(Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН)*

Условия возникновения искрового процесса при низковольтной электроискровой обработке

Установлено, что электроискровой процесс, сопровождающийся световой вспышкой, возникает при совпадении переднего фронта импульса генератора установки с моментом контакта электродов. Рост количества искровых процессов при увеличении частоты импульсов генератора установки лимитируется механической системой вибратора, не успевающей создать достаточное число контактов с определенными свойствами.

It is established that electrospark process accompanying light flare occurs during forward front of a pulse of an installation generator at concurrence to the moment of electrodes contact. The increase of spark process number at augmentation of pulse frequency of the installation generator is limited by the mechanical system of the vibrator which does not make enough contacts with the certain properties in time.

В настоящее время большой интерес для исследователей, работающих в области материаловедения, представляют методы обработки материалов с использованием *концентрированных потоков энергии* (КПЭ). К числу этих методов относится и технология получения покрытий, основанная на возникающем между электродами электроискровом процессе и традиционно называемая *электроискровым легированием* (ЭИЛ). Преимущества метода ЭИЛ заключаются в возможности нанесения на обрабатываемую поверхность компактным электродом токопроводящих материалов, высокой прочности сцепления наносимого слоя с материалом основы, низкой энергоемкости процесса, простоте проведения технологических операций и др.

Однако этот метод имеет некоторые ограничения, обусловленные, в основном, рядом нерешенных проблем, связанных с условиями возникновения и протекания электроискрового процесса; установлением взаимосвязи процесса ЭИЛ с параметрами импульса генератора и колебаниями вибратора установки; определением влияния исходной микроструктуры материала электродов на показатели процесса. Исследования в этих направлениях проводились и ранее [1–6], однако до настоящего времени наиболее важные из указанных проблем остаются нерешенными. *Целью* данной работы является установление условий возникновения электроискрового процесса путем обобщения ранее полученных результатов с данными последних исследований.

Методика эксперимента

Исследования проводили на специальном стенде (рис. 1). Для электроискровой обработки применяли генератор импульсов прямоугольной формы с регулируемой длительностью (от 5 мкс до 1 мс) и амплитудой импульса до 50 В. Кроме того, в эксперименте использовали серийно производимые установки "Элитрон-22А" и "Корона-1103", у которых энергия в импульсе примерно равна, а длительность импульса у первой больше, чем у второй (200 и 50 мкс соответственно).

Стенд был оборудован блоком для регистрации перемещения анода *1*, жестко закрепленным на неподвижной части корпуса вибратора между осветителем *3* и фотодиодом *6* (ФД-24). На аноде *1* закреплялась шторка *2*, которая при вибрации анода модулировала световой поток, падающий от осветителя на фотодиод. Непосредственно в корпусе фотодиода была предусмотрена узкая щель для получения линейной зависимости между его выходным напряжением и перемещением шторки. Такая схема позволяла

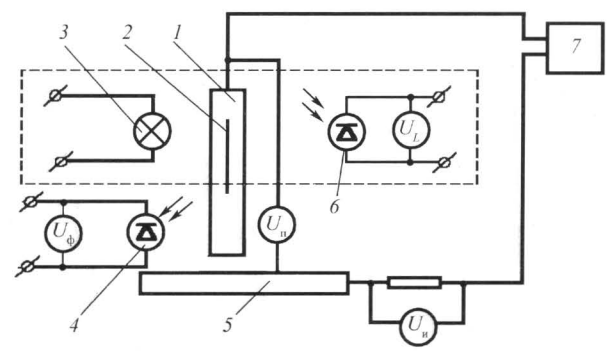


Рис. 1. Схема экспериментального стенда:
1 – анод; *2* – шторка; *3* – лампа осветителя; *4* – фотодиод блока регистрации вспышки, сопровождающей электроискровой процесс; *5* – катод; *6* – фотодиод блока регистрации перемещения анода; *7* – генератор электроискровых импульсов

фиксировать перемещение анода с точностью до 2 мкм. Градуирование датчика перемещения проводили в статическом режиме, используя микрометр СН-1020 Renens VD Suisse с ценой деления 0,001 мм.

Динамические характеристики фотодиода позволяли регистрировать колебания светового потока с предельной частотой до 100 кГц, что исключает искажение динамических характеристик перемещения анода. Регистрацию изменений электрических параметров во время электроискрового процесса проводили с использованием осциллографов С 1-55 и TDS 2012. Момент возникновения искрового процесса, сопровождающийся световой вспышкой, фиксировали по появлению сигнала с фотодиода *4* (ФД-3), расположенного непосредственно около зоны контакта.

В целях визуализации процесса искрообразования проводилось фотографирование момента возникновения электроискрового процесса цифровыми фотокамерами Nicon Coolpix 4500. В связи с недостаточно короткой выдержкой (1/2000 с) для регистрации стадий развития электроискрового процесса снимки получали двумя камерами из одной точки. Для этого использовали бинокулярный микроскоп МБС 10, на окулярах которого закреплялись камеры. Кроме того, использование микроскопа позволило получать снимки с фиксированным увеличением. Непосредственно за электродами размещали масштабную сетку, позволявшую оценить скорости разлета эрозионных частиц и расширения плазмы. В качестве материалов для электродов применяли образцы, изготовленные из меди, алюминия и сталей с разным содержанием углерода.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 приведены осциллограммы импульсов напряжения $U_и$ как функции тока в цепи, сигнала на выходе фотодиода *4* (см. рис. 1) от световых вспышек искрового процесса $U_ф$, напряжения генератора $U_п$, а также график перемещения электрода L, построенный по изменению напряжения U_L фотодиода *6*.

Как следует из анализа полученных результатов, искровой процесс, сопровождающийся световой вспышкой, возникает на расстояниях, близких к "физическому" контакту электродов (менее 10 мкм), в моменты совпадения с импульсом генератора. Точнее определить момент начала искрового процесса не удалось из-за изменяющейся в ходе процесса шероховатости поверхности и вибрации обоих электродов [5]. Косвенным свидетельством превалирующего влияния шероховатости электродов на возникновение процесса ЭИЛ является известный факт, связанный с проблемой начала электроискрового процесса на полированной поверхности катода.

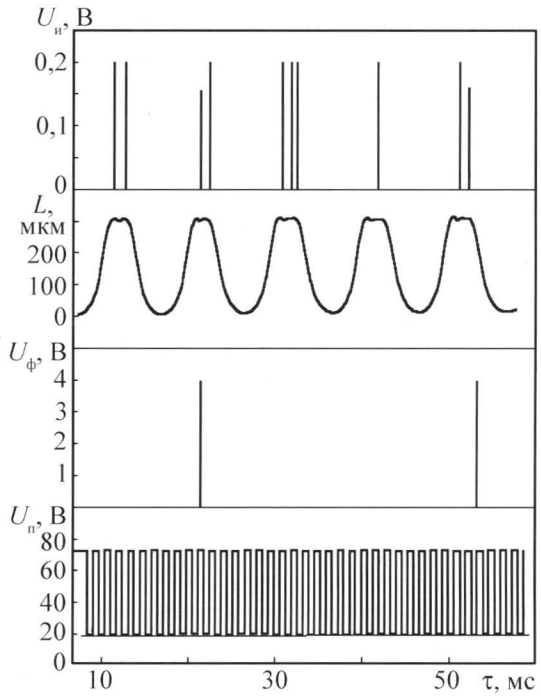


Рис. 2. Осциллограмма напряжений и график движения электродов

При возникновении искрового процесса напряжение $U_и$, характеризующее ток в цепи, меньше, чем в том случае, когда есть контакт электродов, но искрового процесса не наблюдается. Отсутствие световой вспышки от искрового процесса объясняется коротким замыканием между электродами; в этом случае возникает контакт с площадью поперечного сечения, при которой мощности импульса генератора недостаточно для перегрева и "взрыва" материала между контактами. Это подтверждается результатами экспериментов, полученными в работе [6] в статическом режиме. В связи с этим еще одним условием появления искры является возникновение контакта с определенной площадью поперечного сечения. Установлено, что в процессе искровой обработки амплитуда напряжений $U_и$ и $U_ф$ в среднем изменяется на 50 % от максимального значения, что характеризует возникновение контактов с разной площадью сечения.

Влияние мощности однократного искрового процесса на площадь эрозионного следа и форму переноса на катоде изучали, варьируя мощность специально изготовленного для этой цели генератора прямоугольных импульсов путем изменения длительности импульса от 9 до 600 мкс. По условиям эксперимента пуск генератора происходил однократно, при этом частота колебаний анода составляла 100 Гц.

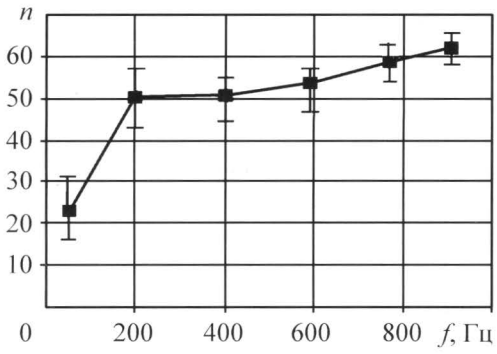
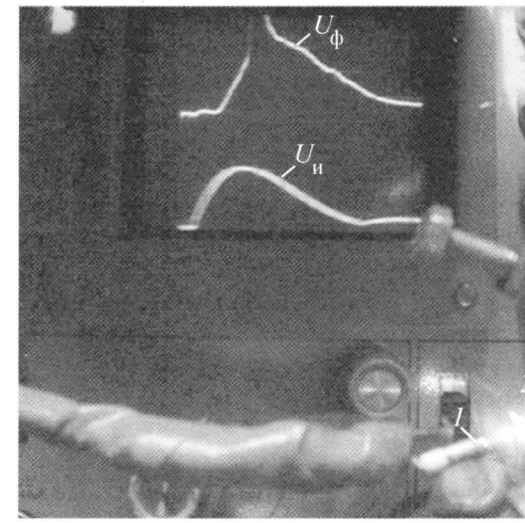


Рис. 3. Зависимость числа искровых процессов *n* от частоты генератора импульсов *f* установки "Корона-1103"

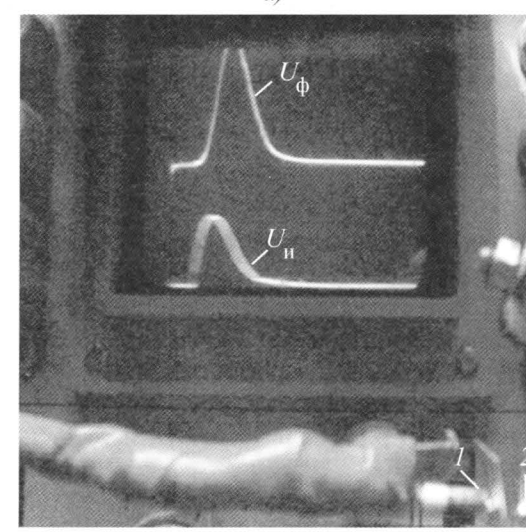
Анализ микрофотографий поверхностей образцов показал, что в большинстве случаев более высокая энергия в импульсе обусловливает бóльшую площадь эрозионного следа. Но иногда это соответствие не соблюдается, что можно объяснить разной площадью сечения контакта между электродами, механическим прерыванием начавшегося искрового процесса [4], а также некоторым запаздыванием импульса генератора относительно момента появления оптимального контакта, когда импульс "проходит" не полностью.

Кроме того, установлено, что площадь эрозионного следа на катоде зависит от его структурного состояния. Средний диаметр эрозионных следов на отожженном катоде изменяется от 180 до 730 мкм, а на закаленном – от 70 до 300 мкм. Макроструктура эрозионного следа состоит из двух областей – расплавленного материала в виде капель и распыленного металла. Необходимо отметить, что при использовании для электроискровой обработки генератора прямоугольных импульсов во всех случаях не удается достичь существенного переноса материала анода на катод, что не позволяет использовать импульсы такой формы для получения покрытий.

Дополнительно изучали влияние увеличения частоты генератора на число световых вспышек, сопровождающих процесс. Для этого параллельно фотодиоду *4* (см. рис. 1) был подключен частотомер, который фиксировал число вспышек за исследуемый интервал времени. Анализируя полученную зависимость частоты искровых процессов *n* от частоты генератора импульсов *f* установки "Корона-1103" (рис. 3), необходимо отметить, что рост частоты искровых процессов, начиная с $f = 200$ Гц, замедляется. Это можно объяснить тем, что число возникающих оптимальных контактов, создаваемых вибратором данного типа, имеет фиксированное значение и рост частоты генератора не вызывает существенного увеличения числа процессов.



а)



б)

Рис. 4. Фотографии электроискрового процесса с одновременным фиксированием электрических параметров на установках "Элитрон-22" (*а*) и "Корона-1103" (*б*):
1 – фотодиод блока регистрации вспышки, сопровождающей электроискровой процесс; *2* – световая вспышка

Фотографирование искрового процесса проводили в условиях различной освещенности. Это позволило при частичном затемнении зафиксировать расширение плазмы, разлет эрозионных частиц и момент остывания материала. Скорость разлета эрозионных частиц меди изменяется в широком интервале (от 24 до 1 м/с) и уменьшается по мере удаления от места возникновения искрового процесса.

На рис. 4 приведены фотографии, на которых зафиксированы световые вспышки, сопровождающие электроискровой процесс, и экран двулучевого осциллографа. На экране осциллографа видно, что на-

чало импульсов тока ($U_и$) и сигнал от световой вспышки ($U_ф$) не совпадают по времени. При этом время задержки в разных экспериментах изменяется от нуля до максимального значения длительности импульса тока ($U_и$). Время задержки свидетельствует о разной площади сечения контакта, возникающего в момент искрообразования, и о количестве расплавляемого материала.

Учитывая полученные результаты, можно заключить, что отсутствие массопереноса при использовании генератора импульсов прямоугольной формы обусловлено высокой скоростью нарастания переднего фронта импульса, не обеспечивающего расплавление током достаточного объема материала в контакте.

Таким образом, **в качестве сигнала обратной связи при проведении ЭИЛ в автоматическом режиме необходимо использовать время между началом импульса тока и световой вспышкой.** Этот вывод имеет большое практическое значение, так как до настоящего времени в качестве сигнала обратной связи используют интегральное значение тока в цепи, которое не является характеристикой процесса, потому что часть импульсов генератора проходит по цепи, не вызывая искрового процесса, и часть тока в каждом импульсе протекает по плазме и не тратится непосредственно на расплавление материала.

Необходимо дополнительно учитывать влияние постоянного нагрева рабочей поверхности электродов (особенно анода) расширяющейся плазмой. Согласно результатам металлографических исследований микроструктуры эрозионных следов действие плазмы сводить только к простому нагреву не следует; ее расширение создает разрежение в области кристаллизации расплава и способствует уменьшению окисления за счет вакуумирования в момент существования расплава.

Выводы

1. Световая вспышка, сопровождающая электроискровой процесс, возникает во время переднего фронта токового импульса генератора установки.

2. Электроискровой процесс реализуется при совпадении по времени оптимального контакта с импульсом генератора установки.

3. Рост числа искровых процессов при увеличении частоты импульсов генератора установки лимитируется механической системой вибратора, не успевающей создать достаточное число оптимальных контактов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Лазаренко Б.Р.** Некоторые научные проблемы электрической эрозии материалов // Электронная обработка материалов. 1969. № 2. С. 7–23.

2. **Электроискровое** легирование металлических поверхностей / А.Е. Гитлевич, В.В. Михайлов и др. Кишинев: Штиинца, 1985. 196 с.

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

4. **Некоторые** особенности осуществления процесса электроискрового легирования на установках типа "Элитрон" / А.В. Рыбалко, Д.М. Гричук, К.Р.К. Сомаражу, Сахин Орхан // Электронная обработка материалов. 2000. № 10. С. 133–139.

5. **Исследование** условий возникновения искрового разряда при низковольтной электроискровой обработке / Б.Я. Маслов, Е.В. Муромцева, Н.Ф. Бомко, С.Н. Химухин // Вестн. Амур. гос. ун-та. 2001. Вып. 11. С. 50–52.

6. **Установка** для исследования электрических и оптических параметров импульсных искровых разрядов / С.А. Пячин, Б.Я. Маслов, С.Н. Химухин, М.А. Пугачевский // Измерительная техника. 2003. № 8. С. 43–46.

Уважаемые читатели!
Продолжается подписка
на научно-технический и производственный журнал
"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:
"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252**.

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,
ОАО "Издательство "Машиностроение"
Тел.: (495) 269-66-00 (отдел реализации), (495) 268-40-77 (редакция);
e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

В.Н. Олейников *(Муромский завод трубопроводной арматуры)*

Метод расчета и анализа характеристик трения и изнашивания ионно-имплантированной стали Р6М5

Представлены результаты исследования повышения критического уровня энергии ω^*_{DR}, при которой разрушается металл, и уменьшения силы и коэффициента трения образцов, облученных пучком ионов Ar^+ и легированных атомами Al методом ионного перемешивания. Для исследования трибологических характеристик применен метод акустической эмиссии. Выведена формула, отражающая динамику роста критического уровня энергии ω^*_{DR} и уменьшения силы трения для имплантированных образцов.

The results of study of the increasing of critical level of energy ω^*_{DR}, that metal must be destroied and the reducing of friction strength and friction coefficient from the samples had be alloyed Al with the method of ion mixing were submitted. There were analyzed the tribollogice characteristics with the method of acoustic emission. The formula that showing the dynamics of increasing of a critical level of energy ω^*_{DR} and the reducing of friction strength from implanted samples was given.

Одним из наиболее перспективных путей улучшения эксплутационных свойств материалов является модифицирование поверхности методом ионной имплантации. При этом поверхность модифицируется не только путем насильственного внедрения ионов в мишень, но и изменением флюенса, т.е. энергии облучения. Поэтому для расчета триботехнических характеристик применяют именно энергетический метод.

При расчете характеристик трения и изнашивания по энергетической теории исследуемая трибологическая система рассматривается как подвергаемый нагрузке комплекс, включающий контртело, индентор и промежуточный материал (смазочный материал, окружающая среда). Его поведение описывается с помощью энергетических законов и соотношений: комплекс связывает энергию с силой трения и объемом изношенного материала; показывает, что процесс трения приводит к изменениям структуры и формы материала; отражает связи силы трения и износа с помощью количественных соотношений, позволяющих рассчитать параметры процесса с энергетических позиций.

Если энергия достигает критического уровня ω^*_{DR}, то сразу же происходит отделение частиц материала. При этом реализуется наиболее интенсивный механизм абразивного изнашивания – микрорезание. Если энергия в импульсе мала, то ее часть необратимо аккумулируется в телах трения, а оставшаяся часть рассеивается [1].

Чтобы выявить и показать динамику изменения напряженно-деформированного состояния приповерхностных слоев при трении образцов, применяли метод акустической эмиссии.

Акустическая эмиссия (АЭ) материала – это испускание акустических волн, вызванных динамической локальной перестройкой его внутренней структуры. Характеристики АЭ чувствительны к виду изнашивания и взаимосвязаны с ним.

Методика эксперимента

Для эксперимента были выбраны образцы из стали Р6М5. Поверхность образцов была облучена полиэнергетическим пучком ионов Ar^+ (средняя энергия 10 кэВ, доза облучения $0{,}7\cdot10^{8}$ ион/см^2) и легирована атомами Al методом ионного перемешивания. Для этого перед облучением на поверхность части отожженных образцов методом термического испарения в вакууме ($p < 1\cdot10^{-5}$ Па) были напылены пленки Al толщиной 50...70 нм. В процессе облучения часть атомов пленки внедрялась в приповерхностный слой материала, т.е. происходил процесс ионного перемешивания [2].

В настоящее время большинство работ по улучшению трибологических свойств стали Р6М5 выполнено с использованием легирующих ионов N^+, Cr^+, C^+, Ti^+, V^+, Mo^+, Ta^+ Ar^+ [3–10]. Широкие исследования взаимодействия ионов Ar^+ и атомов Al со сталью Р6М5 не проводились, в связи с чем и была выполнена предлагаемая работа.

Эксперименты выполняли на установке для изучения трения "Фрикцион-1МА" с использованием образцов из стали Р6М5:

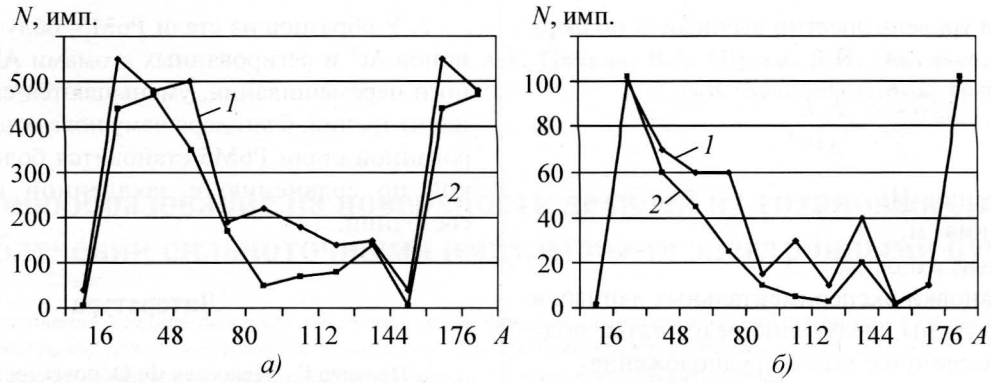
1) в исходном состоянии;

2) после закалки;

3) после облучения ионами Ar^+ и легирования атомами Al;

4) после закалки, облучения Ar^+ и легирования Al.

Образцы 1 имели микротвердость $H_{\mu1} \approx$ $\approx$ 1715 Н/мм^2, образцы 2 – $H_{\mu}{}^{1} \approx$ 4441 Н/мм^2, образцы 3 – $H_{\mu3} \approx$ 2068 Н/мм^2, образцы 4 – $H_{\mu4} \approx$ $\approx$ 4686 Н/мм^2. Частота вращения предметного столика составляла (33±1) мин$^{-1}$, нагрузка – 1,1 Н.



Амплитудное распределение спектра АЭ для образцов из стали Р6М5 в исходном состоянии (*а*) и после облучения ионами Ar^+ и легирования атомами Al (*б*) при разной продолжительности испытаний *t*, с:
1 – 100; *2* – 600

Акустико-эмиссионные характеристики пар трения исследовали методом амплитудного анализа. Для этого акустический сигнал с помощью пьезодатчика преобразовывался в электрический с резонансной частотой f_r = 200 кГц, который затем усиливался широкополосным усилителем, и его амплитудное значение регистрировалось анализатором импульсов АИ-1024. В процессе изнашивания фиксировались число импульсов *N* и амплитуда спектра *A* и после этого обрабатывались на ЭВМ по программе AKUSTIK.

Силу трения определяли по показаниям на приборе через каждые 150 с. Кроме того, измеряли ширину и глубину дорожки износа.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Экспериментально выявлена зависимость числа импульсов *N* от времени в процессе приработки и установлено амплитудное распределение спектра акустической эмиссии при разной продолжительности испытаний (рисунок).

Интенсивность изнашивания зависит от суммы амплитуд зарегистрированных импульсов [11]:

$$I_h = \dot{N}\bar{A}t, \qquad (1)$$

где $\dot{N}$ – число зарегистрированных выбросов АЭ установленного уровня в единицу времени:

$$\dot{N} = \frac{N_\Sigma}{t}; \qquad (2)$$

N_Σ – число импульсов АЭ;
$\bar{A}$ – средняя амплитуда импульсов;
t – продолжительность испытаний.

Согласно полученным результатам стадия приработки образцов 4 более короткая и менее интенсивная, чем образцов 1 и 2. Также по характеристикам АЭ установлено, что интенсивность изнашивания образцов 4 меньше, чем образцов 1 и 2 (на рисунке *б* виден большой разброс значений в средней части сигнала и небольшой разброс значений амплитуд сигнала, свидетельствующий о слабой интенсивности изнашивания) [11].

Получена формула, отражающая прямо пропорциональную зависимость удельной силы трения $\bar{\tau}$ и обратно пропорциональную зависимость критического уровня энергии ω^*_{DR} от параметров АЭ:

$$I_h = \frac{\bar{\tau}}{\omega^*_{DR}} = \dot{N}\bar{A}t = N_\Sigma \bar{A}. \qquad (3)$$

На основании формулы (3) делается вывод, что так как интенсивность изнашивания образцов 4 снижается по сравнению с исходными и закаленными образцами 1 и 2, то критический уровень энергии должен повыситься. Тогда соотношения $\omega^*_{DR1}/\omega^*_{DR3}$ и $\omega^*_{DR2}/\omega^*_{DR4}$ должны быть меньше единицы. А поскольку удельная сила трения $\bar{\tau}$ уменьшается, то, соответственно, уменьшается и коэффициент трения $\mu_т$; при этом соотношения $\mu_{т1}/\mu_{т3}$ и $\mu_{т2}/\mu_{т4}$ должны быть больше единицы. Кроме того, при повышении критической энергии возникнет энергетический барьер, который создает трудности для движения дислокаций, что обусловливает упрочнение и повышение износостойкости.

Действительно, расчеты с учетом экспериментальных данных показывают, что у образцов, облученных пучком ионов Ar^+ и легированных атомами Al методом ионного перемешивания значительно повышается уровень критической энергии и уменьшается коэффициент трения.

Критический уровень энергии вычисляли по формуле

$$\omega^*_{DR} = \frac{F_т L}{\Delta V}, \quad (4)$$

где $F_т$ – сила трения, Н;

L – путь трения, м;

ΔV – объемный износ, м^3.

После подстановки экспериментальных данных в формулу (4) получены следующие результаты, подтверждающие выдвинутое выше предположение:

$$\omega^*_{DR1}/\omega^*_{DR2} = 0{,}22 < 1; \quad \omega^*_{DR1}/\omega^*_{DR3} = 0{,}15 < 1,$$
$$\omega^*_{DR2}/\omega^*_{DR4} = 0{,}47 < 1; \quad \mu_{т1}/\mu_{т2} = 1{,}3 > 1,$$
$$\mu_{т1}/\mu_{т3} = 1{,}55 > 1, \quad \mu_{т2}/\mu_{т4} = 1{,}25 > 1.$$

Далее определяли коэффициент трения:

$$\mu_т = \frac{\omega^*_{DR}\Delta V}{F_N v t}, \quad (5)$$

где F_N – нормальная сила, Н;

v – скорость вращения предметного столика, м/с;

t – продолжительность испытаний, с.

Выводы

1. У образцов из стали Р6М5, облученных пучком ионов Ar^+ и легированных атомами Al методом ионного перемешивания, повышается уровень критической энергии ω^*_{DR}, при котором начинается разрушение металла. Об этом свидетельствует увеличение энергетического барьера, создающего трудности для движения дислокаций, что влечет за собой упрочнение и повышение износостойкости. Таким образом, имплантированная сталь Р6М5 является более износостойкой по сравнению с закаленной и в исходном состоянии.

2. У образцов из стали Р6М5, облученных пучком ионов Ar^+ и легированных атомами Al методом ионного перемешивания, уменьшаются сила и коэффициент трения, благодаря чему поверхность имплантированной стали Р6М5 становится более износостойкой по сравнению с закаленной и в исходном состоянии.

Литература

1. **Польцер Г., Майсснер Ф.** Основы трения и изнашивания. М.: Машиностроение, 1984. 264 с.

2. **Комаров Ф.Ф.** Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.

3. **Белый А.В., Симонов А.В., Ших С.К.** Применение ионного легирования для повышения эксплутационных характеристик деталей машин и оборудования. Минск: изд. БелНИИНТИ, 1985. 44 с.

4. **Быковский Ю.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю.** Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1991. 240 с.

5. **Ионная** имплантация / под ред. Дж.К. Хирвонена; пер. с англ. М.: Металлургия, 1985. 392 с.

6. **Модифицирование** и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / под ред. А.А. Углова. М.: Машиностроение, 1987. 424 с.

7. **Риссел Х., Руге И.** Ионная имплантация: пер. с нем. под ред. М.И. Гусевой. М.: Наука, 1983. 360 с.

8. **Трибология:** Исследования и приложения: Опыт США и стран СНГ / под. ред. В.А. Белого, К. Лудемы, Н.К. Мышкина. М.: Машиностроение, 1993. 454 с.

9. **Herman H.** Ion Implantation into Metals. N.Y.: Pergamon Press, 1982. P. 102–109.

10. **Surface** Modification of Metals by Ion Beams / ed. G.K. Wolf, W.A. Grant, R.P.M. Procter. Lausanne; N.Y.: Elsevier Sequoia S.A., 1985. 551 p.

11. **Акустическая** эмиссия при трении / В.М. Баранов, Е.М. Кудрявцев, Г.А. Сарычев, В.М. Щавелин. М.: Энергоатомиздат, 1998. 256 с.

АНОНС

Читайте в следующем номере:

Варавка В.Н., Кудряков О.В. Дифференциальные карты (диаграммы) механизмов мартенситного превращения в Fe–C-сплавах.

УДК 539.213

А.Г. Пайкин, В.А. Шулов, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко, А.В. Крайников, А.Д. Теряев, Д.А. Теряев
(ММП им. В.В. Чернышева)

Кратерообразование на поверхности деталей из титановых сплавов при облучении сильноточными импульсными электронными пучками*

Исследовано влияние режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками на процесс кратерообразования на поверхности мишеней из жаропрочных титановых сплавов ВТ6, ВТ8 и ВТ9. Проанализированы наиболее вероятные механизмы протекания явления кратерообразования.

The paper reviews the experimental results dedicated by the effect of the irradiation conditions by intense pulsed electron beams on crater creation taking place on the surface of BT6, BT8, BT9 refractory titanium alloy targets. The most probable mechanisms of crater creation are also described.

Введение

Явление кратерообразования, протекающего на поверхности твердых тел при воздействии на них концентрированных импульсных потоков энергии, было наиболее систематически исследовано в работах [1–5]. В этих публикациях приведена классификация кратеров по времени их появления и по форме, определены их критические размеры (диаметр и глубина), очерчен круг возможных причин формирования и изучено влияние предварительной обработки поверхности на вероятность кратерообразования при облучении мишеней мощными ионными импульсными пучками. Все это позволило авторам указанных работ сформулировать основные причины образования кратеров и предложить способы нивелирования их отрицательного влияния на свойства деталей, облучаемых импульсными ионными пучками.

В качестве инструмента обработки поверхности в настоящем исследовании используются *сильноточные импульсные электронные пучки* (СИЭП) микросекундной длительности (τ = 20...50 мкс) с энергией E =115...120 кэВ, для которых толщина перекристаллизованных поверхностных слоев достигает 20...25 мкм, что более чем на порядок превышает проективный пробег ионов при обработке деталей мощными ионными пучками. Однако, как было показано в работах [6–8], и после обработки СИЭП на поверхности мишеней зафиксировано наличие кратеров. Поэтому *целью* исследования являлось изучение причин кратерообразования на поверхности образцов из титановых сплавов при их облучении СИЭП в сравнении с результатами, зафиксированными при использовании мощных ионных пучков [1–5], а также при облучении мишеней из жаропрочных сталей СИЭП [9]. В связи с этим использованы терминология и методика, описанные в упомянутых публикациях.

Методы исследования

В качестве мишеней, подвергаемых электронно-лучевой обработке, были выбраны лопатки компрессора высокого давления газотурбинного двигателя и модельные образцы (диски диаметром 15 мм и толщиной 3 мм, изготовленные из прутков ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов (ВТ6, ВТ8 и ВТ9) с помощью механической и термической обработки по упрочняющим режимам [10, 11]. Облучение мишеней СИЭП проводили на ускорителях "Геза-1" и "Геза-2" [12] при следующих значениях параметров облучения: энергия электронов E = 115...120 кэВ; длительность импульса τ = 20...40 мкс; плотность энергии в пучке и число импульсов варьировали от w = 16...18 Дж/см^2, n = 1 до w = 80...90 Дж/см^2, n = 3 соответственно; площадь поперечного сечения пучка составляла 30...80 см^2 при неоднородности распределения плотности энергии по сечению пучка менее 10 % [12].

После облучения поверхностные слои образцов и лопаток исследовали методами электронной Оже-спектроскопии (ЭОС), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и оптической металлографии (ОМ). Кроме того, определяли микротвердость H_μ на поверхности мишени до облучения и после него. Часть облученных мишеней подвергали вакуумному отжигу для стабилизации физико-химического состояния в течение 6 ч при температурах 530...560 °С, после чего весь цикл исследований повторяли.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-08-01498) и Минобрнауки РФ (проект № 2.1.2-8700).

Результаты исследования и их обсуждение

В работах [1–5] было высказано предположение о следующих наиболее вероятных **механизмах кратерообразования** при облучении материалов мощными ионными пучками:

1) расслоение (филаментация) ионного пучка;

2) филаментация электронной составляющей пучка, возникающей при нарушении работы системы согласования диода ускорителя (диод с самоизоляцией);

3) выход на поверхность пузырьков газов, растворенных в приповерхностных областях;

4) экранирование некоторых областей поверхности на начальной стадии действия импульса в результате образования неоднородного пароплазменного облака из легколетучих веществ, адсорбированных на поверхности, прежде всего углеводородов, а также фазовых составляющих сплава, имеющих высокую упругость паров или разлагающихся под пучком с выделением газов;

5) избирательное плавление и последующая эрозия отдельных участков поверхности вследствие разности температур плавления фазовых составляющих сплава;

6) нестационарное и различное по глубине плавление отдельных участков поверхности с разной ориентацией по отношению к направлению распространения пучка (**e**), обусловленное неадекватностью значений плотности ионного тока и пробегов ионов на образующих выступов и впадин, а также на соседних плоских поверхностях, перпендикулярных к вектору **e**;

7) взрывная эмиссия с острых участков поверхности, их локальный перегрев и избирательное интенсивное плазмообразование;

8) избирательное плавление и плазмообразование, обусловленные высокой степенью неоднородности распределения плотности дислокаций в пределах областей действия концентрированного потока энергии;

9) бомбардировка уже расплавленной поверхности запаздывающими микрочастицами или плазменными сгустками, образованными при эрозии материала катода.

Зафиксированные методом СЭМ результаты анализа топографии поверхности образцов из жаропрочных сплавов позволили авторам работ [1–5] разделить формируемые при облучении мощными ионными пучками кратеры на две группы в зависимости от стадии их появления: первичные кратеры (регистрируются непосредственно после одного импульса) и вторичные кратеры (выявляются после повторного облучения или после финишного диффузионного отжига). Далее первичные кратеры были классифицированы [1–5] по форме и рельефу: круглые многокольцевые, круглые с выпуклостью в центре, круглые с вогнутостью в центре, эллиптические, смежные, ограненные и забоинообразные.

Проведенный в работе [9] методами СЭМ и ОМ анализ состояния поверхности образцов из стали 15Х16К5Н2МВФАВ-Ш (ЭП866-Ш), облученных в ускорителе "Геза-1" с высокими плотностями энергии в импульсе – $w > 26...30$ Дж/см^2 (режим кратерообразования), позволил выявить только три типа кратеров из вышеперечисленных: круглые с выпуклостью в центре, круглые с вогнутостью в центре и смежные.

Результаты аналогичных исследований, реализованных в данной работе, свидетельствуют о возможности формирования на поверхности мишеней из титановых сплавов кратеров следующих типов: круглые с вогнутостью (рис. 1, *а*) и с выпуклостью в центре (рис. 1, *б*), круглые многокольцевые (рис. 1, *в*), смежные (рис. 1, *г*) и забоинообразные (рис. 1, *д*).

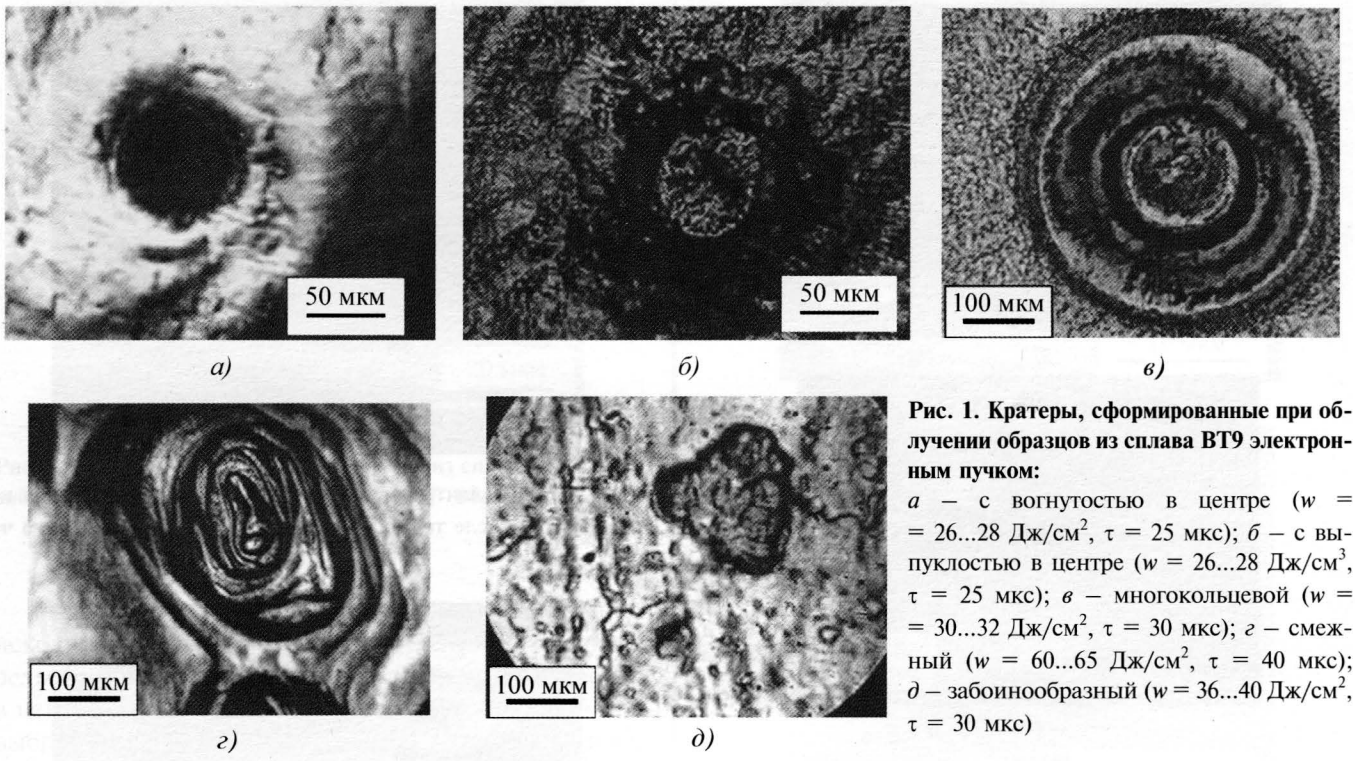
Этот факт позволяет сделать заключение о более высокой перспективности использования импульсных электронных пучков в качестве инструмента для поверхностной модификации деталей из титановых сплавов, поскольку наиболее опасными в отношении сопротивления усталости и коррозионной стойкости являются забоинообразные, ограненные и смежные кратеры [13].

Таким образом, один из трех типов наиболее опасных кратеров при облучении СИЭП вообще не образуется на поверхности образцов и лопаток из титановых сплавов.

В настоящей работе, как и в публикациях [1–5, 9], для изучения влияния предварительной обработки на кратерообразование при облучении сильноточным импульсным электронным пучком были изготовлены образцы диаметром 15 мм и толщиной 5 мм из титановых сплавов ВТ6, ВТ8 и ВТ9, которые проходили различную предварительную обработку: фрезерование, шлифование, виброабразивную обработку, поверхностное пластическое деформирование микрошариками, полирование, химическое травление и окисление на воздухе при 450 °С в течение 6 ч.

Облучение этих образцов осуществляли в идентичных условиях при одной загрузке по пять мишеней в серии при плотности энергии $w =$ $= 32...36$ Дж/см^2. После облучения поверхность мишеней анализировали с помощью оптической металлографии, по результатам которой определяли плотность распределения кратеров по поверхности, а также их максимальный и минимальный диаметры.

Некоторые, наиболее важные из полученных данных представлены в таблице и на рис. 2–4. По аналогии с анализом результатов, зафиксированных после обработки сильноточным электронным пучком ми-



а) *б)* *в)* *г)* *д)*

Рис. 1. Кратеры, сформированные при облучении образцов из сплава ВТ9 электронным пучком:

а – с вогнутостью в центре (w = 26...28 Дж/см^2, τ = 25 мкс); *б* – с выпуклостью в центре (w = 26...28 Дж/см^3, τ = 25 мкс); *в* – многокольцевой (w = 30...32 Дж/см^2, τ = 30 мкс); *г* – смежный (w = 60...65 Дж/см^2, τ = 40 мкс); *д* – забоинообразный (w = 36...40 Дж/см^2, τ = 30 мкс)

шеней из стали 15Х16К5Н2МФАВ-Ш [9], из приведенных данных можно сделать следующие заключения:

1) предварительная механическая обработка существенно влияет на кратерообразование (чем жестче условия воздействия на материал, тем больше кратеров на поверхности);

2) тонкое ручное полирование позволяет после воздействия пучка одним импульсом зафиксировать равномерно оплавленную поверхность без кратеров (или почти без кратеров);

3) на образцах, изготовленных фрезерованием, шлифованием и виброабразивной обработкой, кратеры распределены достаточно хаотично по всей поверхности образцов;

4) химическое травление полированных образцов не вызывает при облучении электронным пучком образования очень большого числа кратеров, причем на формируемой после облучения поверхности структура материала, выявленная на стадии травления, не проявляется;

5) после облучения с высокими плотностями энергии образцов, изготовленных тонким полированием с нанесенными на их поверхность отдельными царапинами, кратеры, если они и формируются, то никак не связаны с наличием царапин, края которых достаточно равномерно оплавлены;

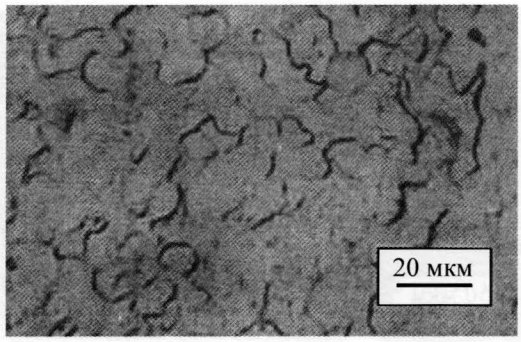
6) после облучения с низкими плотностями энергии (w < 18...20 Дж/см^2) вне зависимости от предвари-

Влияние предварительной обработки на размеры и плотность распределения кратеров по поверхности образцов из сплава ВТ8, облученных СИЭП

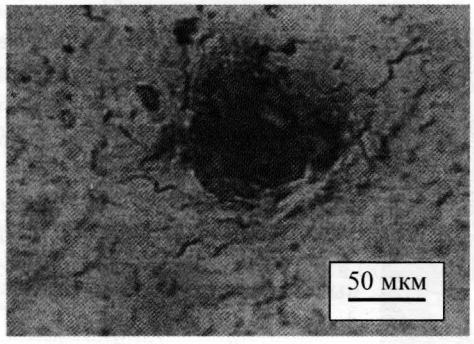
Предварительная обработка	Диаметр кратеров, мкм		Плотность распределения, см$^{-2}$
	минимальный	максимальный	
Ф	1,5	840	18
Ф+Ш	1,4	790	15
Ф+Ш+В	0,5	520	14
Ф+Ш+В+ППД	1,5	190	29
Ф+Ш+В+П	35	620	3
Ф+Ш+В+П+$О_{вак}$	42	650	2
Ф+Ш+В+П+$О_{воз}$	36	600	4
Ф+Ш+В+П+Т	39	540	8

Примечание. Режим облучения: E = 115...120 кэВ; w = 32...36 Дж/см^2; n = 1; τ = 30 мкс.

Обозначения: Ф – фрезерование; Ш – шлифование; В – виброабразивная обработка; ППД – поверхностное пластическое деформирование микрошариками; П – полирование; $О_{вак}$ и $О_{воз}$ – отжиг в вакууме и на воздухе соответственно; Т – травление.



а)



б)

Рис. 2. Топография поверхности образцов из сплава ВТ9, подвергнутых электронно-лучевой обработке после фрезерования, шлифования и полирования:
а – w = 18...20 Дж/см^2, n = 7, τ = 30 мкс; *б* – w = = 32...36 Дж/см^2, τ = 30 мкс (на поверхности присутствует конгломерат с высоким содержанием никеля)

тельной обработки кратеры на поверхности практически отсутствуют;

7) в отдельных случаях, не поддающихся статистическому анализу, на поверхности подвергнутых различным видам предварительной обработки образцов, облученных при высоких плотностях энергии (w > > 30...36 Дж/см^2), могут присутствовать микро- и даже мезодефекты, внутри которых содержатся элементы материала многоострийного катода ускорителя "Геза-1" или элементы материала мишени, облучаемой с высокими плотностями энергии при использовании одного и того же катода;

8) микротвердость в окрестности формируемых кратеров с выпуклостью в центре всегда оказывается существенно ниже (для сплава ВТ9 при P = 1 Н (300 ± ± 15) HV), чем на свободной от них поверхности (при P = 1 Н (360 ± 20) HV) и в окрестности кратеров с вогнутостью в центре (при P = 1 Н (345 ± 15) HV);

9) при вакуумном отжиге образцов с кратерами внутри последних может происходить процесс роста зародышей вторичных фаз, как это наблюдалось при отжиге мишеней с кратерами, облученных мощным ионным пучком, в центральной части которых интенсивно протекали процессы роста отдельных кристаллитов и даже дендридов.

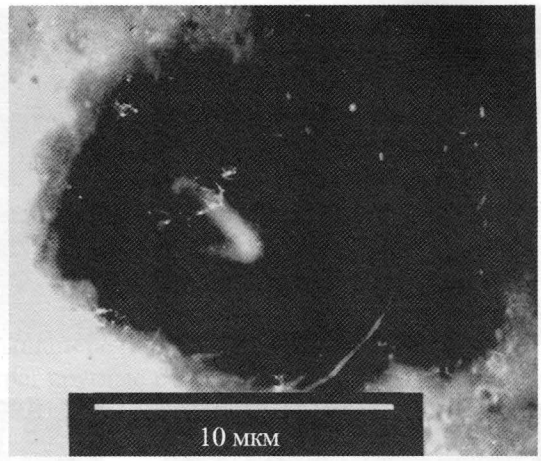


Рис. 3. Кристаллит правильной формы в кратере образца из сплава ВТ9 после термообработки при 530 °С в течение 6 ч

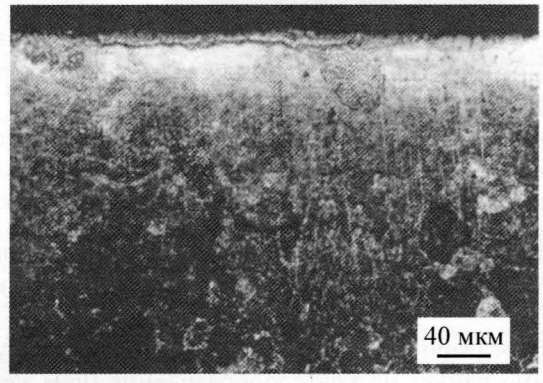


Рис. 4. Крупный кратер, сформированный на поверхности образца из сплава ВТ8, при облучении с w = 30...36 Дж/см^2, n = 1

С учетом приведенных результатов, а также выводов, сформулированных в работах [1–5, 9], для образцов из (α+β)-титановых сплавов наиболее вероятными механизмами образования кратеров представляются:

- избирательное плавление и последующая эрозия отдельных участков поверхности вследствие разности температур плавления фазовых составляющих (механизм 5);
- избирательное плавление и плазмообразование, обусловленные высокой степенью неоднородности распределения плотности дислокаций по поверхности в пределах области действия электронного пучка (механизм 8);
- нестационарное и различное по глубине плавление отдельных участков поверхности с разной ориентацией (механизм 6);
- взрывная эмиссия с острых участков поверхности (механизм 7).

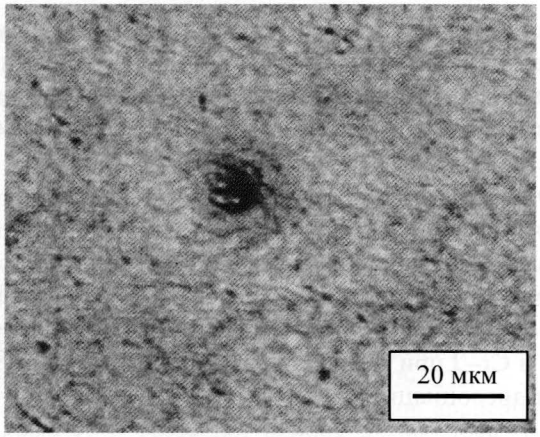


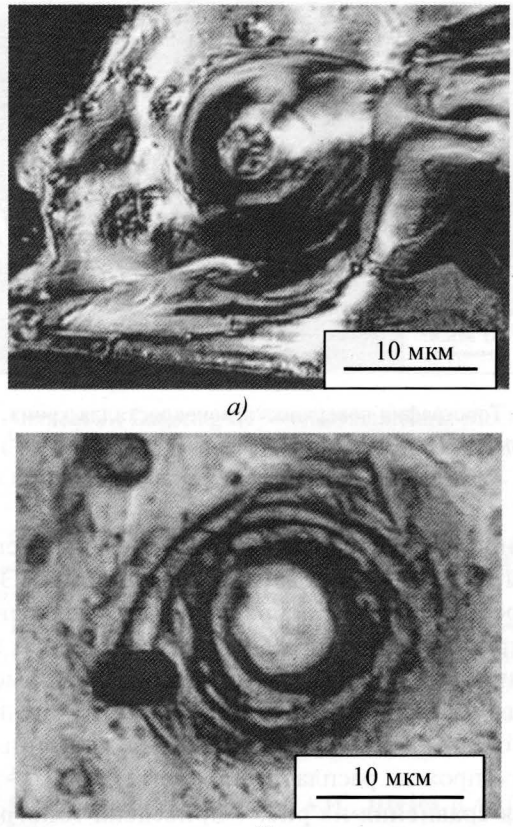
Рис. 5. Топография поверхности лопаток из сплава ВТ9 после виброабразивной и электронно-лучевой обработки (w = = 18...20 Дж/см^2, τ = 30 мкс)

Во время реализации этих механизмов может происходить простое затвердевание волнистого микрорельефа поверхности (круглые кратеры с вогнутостью в центре, многокольцевые и смежные кратеры) или выброс микрокапли расплавленного материала в вакуум на начальной стадии действия импульса с последующим ее возвращением на расплавленную поверхность, что приводит к формированию кратеров круглой формы с выпуклостью в центре.

При проведении исследований по влиянию режимов облучения на процесс кратерообразования удалось изготовить поперечный шлиф с выходом на крупный кратер, сформированный на поверхности образца из сплава ВТ8 (см. рис. 4). Видно, что внутри кратера структура материала становится мелкокристаллической, причем глубина поврежденного поверхностного слоя достигает 60...80 мкм, что более чем в 3 раза превышает толщину переплавленного слоя (20...25 мкм). Это свидетельствует о том, что причинами формирования данного кратера являлись либо филаментация электронного пучка, либо макродефект материала, вскрывшийся уже на начальной стадии действия импульса с последующим воздействием электронного пучка на открытую поверхность.

Еще одним важным результатом изучения кратерообразования явилось формирование при облучении с низкими плотностями энергии микродефектов дырочного типа на поверхности лопаток из сплава ВТ9, прошедших виброабразивную обработку (рис. 5). Вероятнее всего, дефекты этого типа формируются в самый последний момент действия импульса или уже после его завершения, когда начинает протекать процесс высокоскоростной кристаллизации.

В целях уменьшения отрицательного влияния кратерообразования на свойства обрабатываемых деталей облучение необходимо проводить при плотности



а)

б)

Рис. 6. Кратер, сформированный на вицинальной поверхности монокристалла хрома (*а*) и циркония (*б*) в результате облучения одним импульсом СИЭП:
а – w = 40...45 Дж/см^2; *б* – w = 30...36 Дж/см^2

энергии в импульсе не выше критического значения $w_{кр}$, при котором кратеры еще не образуются (для сплавов ВТ6, ВТ8 и ВТ9 $w_{кр}$ = 20 Дж/см^2). Еще один способ нивелирования такого влияния – реализация электронно-лучевой обработки несколькими импульсами, поскольку с увеличением числа импульсов вероятность кратерообразования снижается вследствие общего выглаживания микрорельефа поверхности в результате плавления материала поверхностного слоя.

При ремонте деталей после эксплуатации, требующем удаления с поверхности поврежденных при наработке или газонасыщенных поверхностных слоев, облучение мишеней должно быть двухступенчатым: сначала с высокими плотностями энергии для интенсивной абляции деградированного материала, а затем при плотности энергии, не превышающей $w_{кр}$ = = 20 Дж/см^2, в целях выглаживания поверхности, содержащей кратеры.

В заключение следует отметить, что процесс кратерообразования протекает и на поверхности мишеней из высокочистых веществ, в частности на поверхности высокочистых монокристаллов (рис. 6).

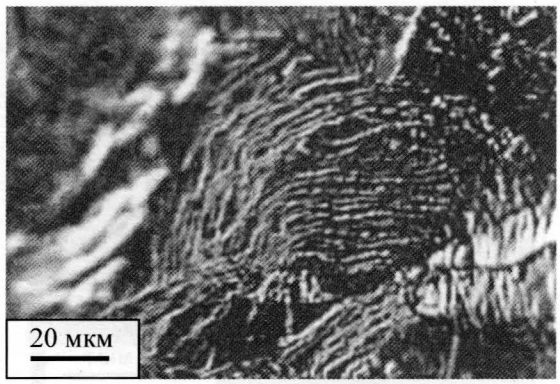


Рис. 7. Топография поверхности монокристалла хрома, облученного СИЭП в режиме плавления с $w = 16...18$ Дж/см^2, $n = 1$

В данной работе впервые были проведены эксперименты по влиянию режимов облучения СИЭП на кратерообразование с использованием высокочистых монокристаллов хрома (99, 999 %), полученных методом химических транспортных реакций, и высокочистого циркония (99,999 %), подвергнутого после двойного иодидного рафинирования зонной плавке (четыре прохода расплавленной зоны) [14].

Для сравнения на рис. 7 приведена топография поверхности монокристаллов хрома, облученного в режиме плавления, когда процесс кратерообразования еще не протекает.

В работе [15] предложен физический механизм кратерообразования, который объясняет большинство закономерностей, зафиксированных авторами экспериментально при облучении мишеней из титановых сплавов СИЭП. Сущность этого механизма состоит в том, что под действием электронного пучка поверхность мишени начинает двигаться с ускорением $1 \cdot 10^9 ... 1 \cdot 10^{11}$ м/с^2, создавая реальные условия для возбуждения на ней гравитационных волн с пространственным масштабом от единиц до десятков микрометров [15]. Зародышами таких волн могут быть локальные микровыступы или микровпадины высотой от десятых до сотых долей микрометра. После прекращения действия пучка и, как следствие, ускорения поверхности фаза гравитационной волны сменяется фазой развития неустойчивости Рихтмайера–Мешкова. В результате микронеоднородность поверхности вырастает в кратер.

Очевидно, что предложенный в работе [15] подход качественно объясняет практически все результаты, полученные и представленные здесь для титановых сплавов, а также в работе [9] для сталей ферритного класса. Действительно, неоднородности в фазовом составе материалов (это в большей степени характерно для титановых сплавов ВТ8 и ВТ9 с молибденом в качестве β-стабилизатора) при высокоскоростном нагреве приводят к формированию микровыступов и микровпадин, а значит, на стадии плазмообразования к образованию неустойчивостей Рихтмайера–Мешкова.

Формирование кратеров на вицинальных поверхностях высокочистых монокристаллов хрома и циркония связано с наличием нановыступов и нановпадин между террасами. Эти дефекты формируются на основе при осаждении из газовой фазы в системах Zr–J и Cr–J при температурах 1100...1300 °С по реакциям диссоциации:

$$(ZrJ_4) \rightarrow [Zr] + 4(J);$$
$$(CrJ_2) \rightarrow [Cr] + 2(J),$$

когда массоперенос протекает по диффузионному механизму. Высота этих выступов и впадин (ступеней) может достигать нескольких нанометров, что и инициирует образование неустойчивостей.

Несмотря на значительный прогресс в понимании явления кратерообразования и положительные результаты, представленные в работе [15], без ответа остаются вопросы, связанные со статистическими закономерностями появления кратеров различной формы, их распределения на поверхности, а также полей напряжений, формируемых в их окрестности. Совершенно открытой остается проблема связи кратерообразования со свойствами облученных деталей, что имеет основополагающее значение при разработке электронно-лучевых технологий модификации поверхности деталей широкой номенклатуры.

Выводы

Экспериментально изучен процесс кратерообразования, протекающий на поверхности лопаток и образцов из (α+β)-титановых сплавов и высокочистых монокристаллов хрома и циркония при облучении с плотностью энергии 16...36 Дж/см^2. Показано, что для таких мишеней наиболее вероятными механизмами образования кратеров являются: избирательное плавление и последующая эрозия отдельных участков поверхности вследствие разности температур плавления фазовых составляющих; избирательное плавление и плазмообразование, обусловленные высокой степенью неоднородности распределения плотности дислокаций по поверхности в пределах области действия электронного пучка; нестационарное и различное по глубине плавление отдельных участков поверхности с разной ориентацией и взрывная эмиссия с острых участков поверхности.

Впервые установлено, что даже наличие ступеней на вицинальных поверхностях высокочистых монокристаллов может инициировать процесс кратерообразования при облучении сильноточным импульсным электронным пучком.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Kinetics** of evaporation from the surface of refractory nickel and titanium alloys with heat resistant coatings during their irradiation by high power pulsed ion beams / В.А. Шулов, Н.А. Ночовная, А.Ф. Львов и др. // Взаимодействие излучений с твердым телом. Минск, 2001. С. 229–231.

2. **Yatsui K.** High power pulse ion beam application for technology // J. Laser and Particle Beams. 1989. Vol. 7. P. 733–749.

3. **Shulov V.A., Remnev G.E., Nochovnaya N.A.** High power ion beam treatment of titanium alloy parts // Proc. of the 8th Intern. Conf. on Titanium, U.K., 1996. Vol. 3. P. 2126–2132.

4. **Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Ночовная Н.А.** Кратерообразование на поверхности твердых тел при облучении мощными импульсными ионными пучками // Расшир. тез. докл. 13-й Междунар. конф. "Взаимодействие ионов с поверхностью". Звенигород: изд. РАН, 1997. Т. 1. С. 130–132.

5. **Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Ночовная Н.А.** Явление кратерообразования при взаимодействии мощных ионных пучков с поверхностью металлов и сплавов: Влияние предварительной обработки // Поверхность. Физика, химия, механика... . 1995. № 6. С. 77–91.

6. **Болдин А.А.** Нелокальные эффекты при эволюции плотных каскадов атомных столкновений: дис. ... канд. физ.-мат. наук. М.: МИФИ, 1992. 130 с.

7. **Майер А.А.** Нелинейная динамика границы мишени под действием интенсивных потоков заряженных частиц: дис. ... канд. физ.-мат. наук. Челябинск: ЧГПУ, 2002. 112 с.

8. **Яловец А.А., Майер А.А., Волков Н.Б.** О механизме явления кратерообразования на облучаемой поверхности // Сб. тр. 6-й Междунар. конф. по модификации свойств конструкционных материалов пучками заряженных частиц. ТПУ: Томск, 2002. С. 230–233.

9. **Кратерообразование** на поверхности деталей из жаропрочной стали 15Х16К5Н2МВФАВ-Ш при облучении сильноточными импульсными электронными пучками / А.Г. Пайкин, В.А. Шулов, В.И. Энгелько и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 9–14.

10. **Металлография** титановых сплавов / Н.Ф. Аношкин, А.Ф. Белов, С.Г. Глазунов и др. М.: Металлургия, 1980. 463 с.

11. **Albrecht J., Lutjering G.** Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys // Материалы 10-го Междунар. съезда по титану. С.-Петербург, 7–11 июня 1999 г. Т. 1б. С. 363–375.

12. **GESA-1** and GESA-2 accelerators of intense pulsed electron beams / V. Engelko, B. Yatsenko, G. Mueller, Y. Bluhm // J. Vacuum. 2001. Vol. 62. P. 211–214.

13. **Влияние** поверхностной обработки сильноточными импульсными электронными пучками на сопротивление усталости и жаростойкость деталей из стали ЭП866-Ш / В.А. Шулов, В.И. Энгелько, А.Г. Пайкин, А.Ф. Львов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 12. С. 17–26.

14. **Емельянов В.С., Евстюхин А.И., Шулов В.А.** Теория методов получения чистых металлов, сплавов и интерметаллидов. М.: Энергоатомиздат, 1983. 143 с.

15. **Кинетика** испарения и абляции при облучении мощными ионными пучками изделий из жаропрочных сплавов с защитными покрытиями / В.А. Шулов, Н.А. Ночовная, Г.Е. Ремнев. А.Ф. Львов // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 1. С. 22–27.

Уважаемые коллеги!

Ассоциация технологов-машиностроителей Украины проводит
7-й Международный научно-технический семинар

"СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПОДГОТОВКИ ПРОИЗВОДСТВА, ЗАГОТОВИТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА, ОБРАБОТКИ, СБОРКИ И РЕМОНТА В ПРОМЫШЛЕННОСТИ И НА ТРАНСПОРТЕ"

20–22 февраля 2007 года г. Свалява, Карпаты

Тематика семинара

- Современные тенденции развития технологий машино- и приборостроения
- Подготовка производства как основа создания конкурентоспособной продукции
- Состояние и перспективы развития заготовительного производства
- Совершенствование технологий механической и физико-технической обработки поверхностей трения деталей машин
- Упрочняющие технологии и покрытия
- Современные технологии и оборудование в сборочном производстве
- Ремонт и восстановление деталей машин в промышленности и на транспорте, оборудование для изготовления, ремонта и восстановления
- Технологическое управление качеством и эксплуатационными свойствами изделий
- Технический контроль и диагностика в машино- и приборостроении
- Экологические проблемы и их решение в современном производстве

По вопросам участия в семинаре обращаться по адресу:
04074, Киев, ул. Автозаводская, 2, АТМ Украины.
Тел./факс: +38-044-430-85-00.
E-mail: atmu@ism.kiev.ua; atmu@atmu.freenet.kiev.ua

УДК 620.194:621.795

С.В. Гурын, И.Н. Погрелюк, В.Н. Федирко
(Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, Львов)

Закономерности формирования карбоксидных покрытий на титане

Изучено влияние параметров углерод-кислородсодержащей среды на структурно-фазовое состояние диффузионных покрытий на титане. Определены параметры насыщающей среды и условия получения диффузионного карбоксидного покрытия.

The influence of the parameters of oxygen-carbon-containing medium on the structural and phase state of diffusive coatings on titanium has investigated. The treatment conditions resulting in obtain the diffusive carbooxide coating have determined.

Введение

Тройные соединения, в частности карбоксиды и карбонитриды металлов, обладают большим разнообразием эксплуатационных свойств, причем в некоторых случаях по уровню этих свойств они превосходят бинарные соединения [1, 2]. Покрытия, содержащие тройные соединения, целесообразно использовать для обеспечения стойкости к изнашиванию и воздействию агрессивных сред конструкционных материалов, например титана.

Необходимым условием получения диффузионного карбоксидного покрытия на титане является наличие углерод-кислородсодержащей среды [3] при определенных температурно-временных и газодинамических параметрах. Это вызвано разной активностью по отношению к титану кислорода и углерода, одновременно присутствующих в насыщающей среде. Во-первых, кислород как более активный элемент начинает взаимодействовать с титаном при температуре t = 250...300 °С [4], а взаимодействие углерода с титаном требует, по меньшей мере, втрое более высокой температуры [5]. Во-вторых, важна не только температура обработки, но и количество кислорода в насыщающей среде, поскольку этот элемент необходим и для получения оксидной составляющей покрытия, и для транспортирования углерода к насыщаемой поверхности титана [5, 6]. Однако содержание кислорода в активной среде выше предельного значения вследствие большего химического сродства титана к кислороду относительно углерода может привести к насыщению титановой поверхности только этим элементом и образованию оксидного покрытия.

В связи с этим условия карбооксидирования титана создаются такими параметрами химико-термической обработки, как парциальное давление кислорода, температура и длительность обработки. *Цель* данной работы – изучить влияние этих параметров на возможность получения диффузионного карбоксидного покрытия на титане.

Методика проведения исследований

Исследовали образцы размером 15×10×1 мм из технически чистого титана ВТ1–0. Перед обработкой образцы шлифовали до Ra = 0,4 мкм, промывали в спирте и просушивали. Шероховатость поверхности определяли с помощью профилометра типа 170621.

Насыщение проводили при t = 900, 950 и 1000 °С в течение τ = 1...23 ч. Для определения влияния изменения парциального давления кислорода p_{O_2} в углерод-кислородсодержащей среде насыщение осуществляли из графита в вакууме $1 \cdot 10^{-3} ... 1 \cdot 10^{2}$ Па. Это обеспечило обработку при $p_{O_2} = 2 \cdot 10^{-4} ... 2 \cdot 10$ Па. Последующее увеличение содержания кислорода в рабочем пространстве печи при использовании вакуума связано с технологическими трудностями. Поэтому в целях моделирования среды с более высоким парциальным давлением кислорода обработку проводили в графите в статической среде аргона ($p_{O_2} = 2 \cdot 10^{2}$ Па) и воздуха ($p_{O_2} = 2 \cdot 10^{3} ... 2 \cdot 10^{4}$ Па).

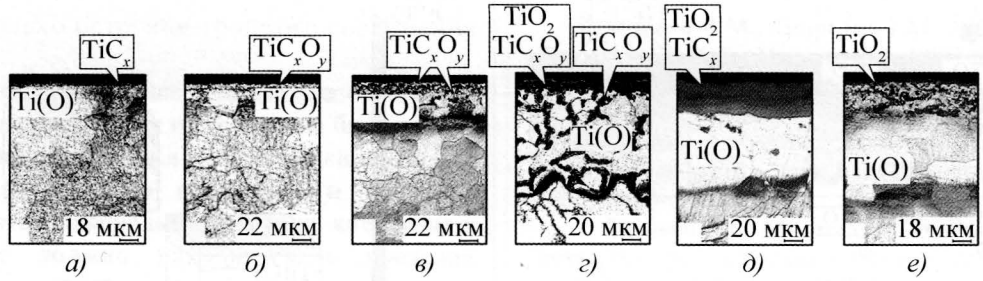


Рис. 1. Эволюция фазового состава и морфологии поверхностного слоя титана при обработке в углерод-кислородсодержащей среде (t = 950 °С, τ = 5 ч) в зависимости от парциального давления кислорода p_{O_2}, Па:

а – $1\cdot10^{-4}...1\cdot10^{-2}$; *б* – $1\cdot10^{-2}...1\cdot10^{1}$; *в* – $1\cdot10^{1}...1\cdot10^{2}$; *г* – $1\cdot10^{2}...1\cdot10^{3}$; *д* – $1\cdot10^{3}...1\cdot10^{4}$; *е* – > $1\cdot10^{4}$

Рентгеновский фазовый анализ осуществляли на дифрактометре ДРОН-3,0 в Cu_{K_α}-излучении при напряжении U = 30 кВ и токе I = 20 мА. Трубку фокусировали по схеме Брегга–Бреттано. Сканировали с шагом 0,05° при выдержке в точке в течение 4 с. Состав тройного соединения определяли по значениям параметра их решетки согласно результатам анализа.

Микроструктуру полученных карбоксидных покрытий исследовали на "прямых" и "косых" шлифах при помощи металлографического микроскопа EPIQUANT, оснащенного камерой и компьютерной приставкой с фиксацией изображения в цифровом виде.

Результаты исследований и их обсуждение

При насыщении в углерод-кислородсодержащей среде существуют предельные значения парциального давления кислорода, при прохождении через которые структура поверхностного слоя и его фазовое состояние изменяются (рис. 1). Проиллюстрируем эти изменения на примере обработки при t = 950 °С, τ = = 5 ч. Во время насыщения в среде с p_{O_2} = $=1\cdot10^{-4}...1\cdot10^{-2}$ Па на поверхности титана формируется тонкий (5...7 мкм) слой карбида титана и диффузионный подслой твердого раствора кислорода в титане незначительной толщины (55...60 мкм). В этом случае кислород используется только для образования диффузионного подслоя (см. рис. 1, *а*). При p_{O_2} $=1\cdot10^{-2}...1\cdot10^{1}$ Па кислород расходуется на формирование тонкой (8...11 мкм) пленки карбоксида титана состава $TiC_{0,58...0,63}O_{0,42...0,37}$, а также диффузионного подслоя (100...105 мкм) (см. рис. 1, *б*).

Увеличение количества кислорода при p_{O_2} = $=1\cdot10^{1}...1\cdot10^{2}$ Па приводит к утолщению как поверхностного слоя карбоксида титана (до ≈13 мкм), так и диффузионного подслоя (≈130 мкм). Одновременно происходят изменения в строении слоя: карбоксидная фаза образуется не только в поверхностном слое, но и на границах диффузионной зоны. Формирование тройного соединения в диффузионном подслое является следствием диффузии углерода из поверхностного слоя в глубь подслоя и его сегрегации вдоль границ зерен, причем в первую очередь соединение появляется на тройных стыках зерен (см. рис. 1, *в*).

Диффузия углерода на значительную глубину связана с одновременным присутствием в кристаллической решетке титана разнородных межузельных атомов (в данном случае кислорода и углерода) и с образованием в результате этого в ней дырок и октаэдрических пустот большого размера. При этом считается, что атомы кислорода играют роль "винтового затвора", помогая движению атомов углерода [7, 8]. Это подтверждает и тот факт, что присутствие кислорода вызывает увеличение растворимости в нем углерода [9, 10], создавая условия для формирования более толстого диффузионного подслоя.

При p_{O_2} $=1\cdot10^{2}...1\cdot10^{3}$ Па в поверхностном слое наряду с карбоксидной появляется оксидная фаза (см. рис. 1, *г*). При этом еще сохраняются благоприятные условия для формирования тройного соединения в диффузионном подслое.

При p_{O_2} $=1\cdot10^{3}...1\cdot10^{4}$ Па карбоксидное соединение уже не образуется ни в поверхностном слое, который состоит из оксидной и карбидной фаз, ни в глубоком диффузионном подслое (≈ 165 мкм) (см. рис. 1, *д*).

С увеличением кислорода при p_{O_2} $>1\cdot10^{4}$ Па доминирует процесс окисления титана с образованием поверхностной оксидной пленки (35...55 мкм) и диффузионного подслоя (≈ 110 мкм) (см. рис. 1, *е*).

Таким образом, карбоксидное покрытие образуется на титане при диффузионном насыщении при t = 950 °С из порошкообразного графита лишь в диапазоне парциального давления кислорода $1\cdot10^{-2}...1\cdot10^{2}$ Па. При этом кинетика формирования карбоксидного покрытия следующая. На начальном этапе обработки (на этапе нагрева и выдержки до 1 ч)

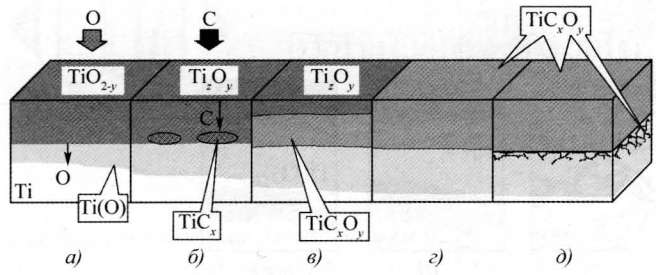


Рис. 2. Схема формирования карбоксидного покрытия на титане при термодиффузионном насыщении при t = 950 °С, $p_{O_2} = 1 \cdot 10^{-2} \ldots 1 \cdot 10^{2}$ Па

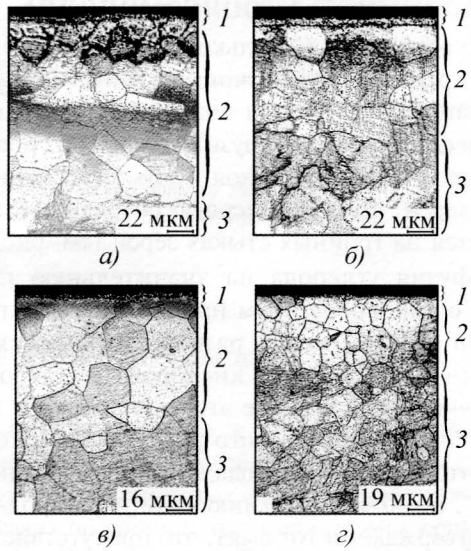


Рис. 3. Микроструктура титанового сплава ВТ1–0 после насыщения из графита при $p_{O_2} = 1 \cdot 10^{-1}$ Па в течение 5 (*а–г*) и 15 ч (*в*) при t = 1000 (*а*), 950 (*б*), 900 (*в*) и 850 °С (*г*):
1 – поверхностный слой; *2* – диффузионный подслой; *3* – основа

взаимодействие титана с углерод-кислородсодержащей средой приводит к образованию на его поверхности оксидной пленки (рис. 2, *а*). Это вызвано бóльшим сродством титана к кислороду, чем к углероду. С насыщением титана кислородом в поверхностном слое возникает градиент его концентрации, который является движущей силой начала процесса растворения пленки (через образование низших оксидов титана), провоцируя отвод кислорода в глубину матрицы и формирование диффузионного подслоя – твердого раствора кислорода в титане Ti(O) (рис. 2, *б*).

После обработки в течение 1 ч покрытие кроме оксидной фазы содержит и карбидное соединение. При этом источниками атомарного углерода являются графит (в условиях его непосредственного контакта с насыщаемой поверхностью), монооксид углерода, который и осуществляет основной перенос углерода к металлической поверхности по кислородному механизму [6, 11] путем образования и последующей диссоциации, а также диоксид углерода, способствующий процессу регенерации монооксида углерода в газовой среде [12].

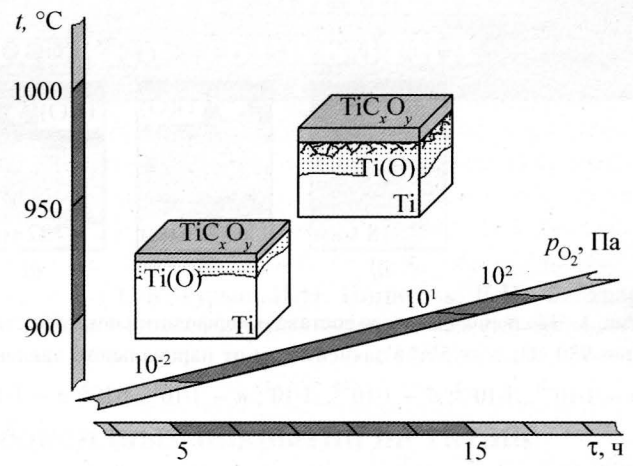


Рис. 4. Схема влияния параметров обработки на морфологию карбоксидного покрытия на титане

С присутствием в поверхностном слое изоморфных соединений – монооксида титана и карбида титана формируется тройное соединение – карбоксид титана. Это происходит в течение 1...5 ч насыщения. Сначала карбоксидная фаза существует только в поверхностном слое, который одновременно содержит низшие оксиды титана (рис. 2, *в*), которые со временем исчезают (рис. 2, *г*). Позже, после 5...10 ч насыщения, тройное соединение образуется и в диффузионном подслое (рис. 2, *д*).

Повышение температуры активизирует процессы фазообразования в поверхностном слое. Так, при p_{O_2} =10 Па появление карбоксидной фазы в диффузионном подслое происходит в условиях обработки при t = 950 °С, τ = 5 ч (см. рис. 1, *в*). С повышением температуры до t = 1000 °С тройное соединение формируется в диффузионном подслое при более низком количестве кислорода при $p_{O_2} = 1 \cdot 10^{-1}$ Па (рис. 3, *а*). Обработка титана при $t \geq 1000$ °С нецелесообразна ввиду резкого ухудшения его механических свойств [4, 9].

Снижение температуры ($t < 950$ °С), наоборот, замедляет процессы фазообразования, но все же способствует получению карбоксидного покрытия при t = 900 °С (рис. 3, *б* и *в*); при этом кинетика процесса растягивается во времени. Так, при $p_{O_2} = 10^{-1}$ Па, t_2 = = 900 °С, τ = 23 ч карбоксидное соединение формируется только в поверхностном слое.

Уменьшение температуры обработки до t = 850 °С и ниже не приводит к получению сплошной пленки,

образуются только островки тройного соединения (рис. 3, *г*).

Таким образом, **чем выше температура обработки, тем короче экспозиция и тем ниже должно быть парциальное давление кислорода в насыщающей среде для получения карбоксидного покрытия, и наоборот** (рис. 4). **При этом парциальное давление кислорода в газовой среде должно находиться в пределах $1 \cdot 10^{-2}$...$1 \cdot 10^{2}$ Па, а обработку следует осуществлять при температуре 900...950 °С в течение 5...15 ч.**

ЛИТЕРАТУРА

1. **Соединения** переменного состава и их твердые растворы / В.С. Швейкин, В.И. Алямовский, Ю.Г. Зайнулин и др. Свердловск: УНУ АН СССР, 1984. 294 с.

2. **Алямовский С.И., Зайнулин Ю.Г., Швейкин Г.П.** Оксикарбиды и оксинитриды металлов IVA и VA подгрупп. М.: Наука, 1981. 144 с.

3. **Вибір** вуглецькисневмісного середовища для карбооксидування титанових сплавів / С.В. Гурин, В.М. Федірко, І.М. Погрелюк та ін. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2003. № 6. С. 66–70.

4. **Федірко В.М., Погрелюк І.М.** Азотування титану та його сплавів. Київ: Наук. думка, 1995. 220 с.

5. **Взаимодействие** углерода с тугоплавкими металлами / В.С. Дергунова, Ю.В. Левинский, А.Н. Шуршаков и др. М.: Металлургия, 1974. 288 с.

6. **Самсонов Г.В., Эпик А.П.** Тугоплавкие покрытия. М.: Металлургия, 1973. 400 с.

7. **Ляхович Л.С.** Многокомпонентные диффузионные покрытия. Минск: Наука и техника, 1974. 288 с.

8. **Земсков Г.В., Коган Р.Л.** Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 208 с.

9. **Вакуумный** отжиг титановых конструкций / Б.А. Колачев, В.В. Садков, В.Д. Талалаев и др. М.: Машиностроение, 1991. 224 с.

10. **Гольдшмидт Х.Дж.** Сплавы внедрения: в 2 т. М.: Мир, 1971.

11. **Взаимодействие** окислов металлов с углеродом / В.П. Элютин, Ю.А. Павлов, В.П. Поляков и др. М.: Металлургия, 1976. 360 с.

12. **Гурын С.В., Погрелюк И.Н., Федирко В.Н.** Карбооксидирование титановых сплавов контактным и бесконтактным способами // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 10. С. 34–38.

8-й Международный конгресс
"Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов в машиностроении" – ОТТОМ-8
и Международная специализированная выставка "Электротермия–2007"

УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!

Оргкомитет 8-го Международного конгресса "Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов в машиностроении", в рамках которого пройдут 8-я Международная научно-техническая конференция "Технологии термической и химико-термической обработки металлов и сплавов", 6-й Международный научно-практический симпозиум "Печное и закалочное оборудование нового поколения для термической и химико-термической обработки металлоизделий", 8-й Международный научно-технический симпозиум "Наноструктурные функциональные покрытия для повышения качества поверхностей изделий машиностроения", 5-й Международный научно-практический семинар "Перспективные материалы и наноматериалы в машиностроении", а также 6-я Школа молодых ученых и специалистов совместно с курсами повышения квалификации специалистов по оборудованию и технологиям термической и химико-термической обработки металлоизделий, приглашает Вас принять участие в его работе.

Данные мероприятия будут проходить **с 28 мая по 1 июня 2007 года в Харькове** (Украина). Конгресс состоится на базе Национального научного центра "Харьковский физико-технический институт" (ННЦ "ХФТИ"). Одновременно с Конгрессом состоится Международная специализированная выставка "Электротермия–2007".

ОРГАНИЗАТОРЫ: Национальная академия наук Украины, Министерство образования и науки Украины, Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт", Ассоциация металловедов и термистов Украины, Украинское вакуумное общество.

Адрес для переписки:

61108, Украина, Харьков, а/я 10363
Интернет-сайт: www.ottom.com.ua
E-mail: v.shulayev@kipt.kharkov.ua
Тел.: (057) 335-64-32, 335-63-23; тел./факс: 335-25-45, 335-35-29

Сопредседатель Оргкомитета: Шулаев Валерий Михайлович; тел.: (057) 335-63-23, тел./факс: 335-25-45;

ученый секретарь Оргкомитета: Редкокаша Александр Петрович; тел.: (057) 335-64-32, факс: 335-35-29

А.В. Киричек, Е.А. Звягина *(ОрелГТУ)*

Исследование влияния эпиламирования на повышение стойкости осевого инструмента

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния покрытий из эпиламов на состояние рабочих поверхностей быстрорежущего инструмента, процесс резания при сверлении. В ходе проведения предварительных трибологических испытаний установлены зависимости эффективности эпиламирования от условий и режимов обработки осевым инструментом.

The results of experimental researches of the influence of the epilam coating on the condition of the fast cutting instrument working coating and on the process of cutting at drilling are given. The dependence of epilamirovanie efficience on the conditions operating mode of processing with the axis instrument is discovered during the preliminary friction tests.

В современном машиностроении к механической обработке отверстий предъявляют высокие требования, так как от точности их размеров и формы, качества поверхности напрямую зависит характер сопряжения деталей. Анализ причин брака обработанных отверстий показывает, что наряду с такими факторами, как износ технологического оборудования и оснастки, на качество механической обработки отверстий влияют геометрические параметры, состояние режущих кромок, степень износа режущего инструмента [1, 2]. В связи с этим одним из направлений развития производства осевого инструмента является повышение точности его изготовления, стойкости, надежности и производительности.

Для повышения работоспособности быстрорежущего осевого инструмента (сверл) разработаны и внедрены в производство методы, связанные с улучшением свойств инструментального материала (обработка холодом, дополнительный отпуск), с изменением состава и свойств поверхностного слоя инструмента (лазерная обработка, индукционная магнитно-импульсная обработка, низкотемпературное цианирование, азотирование, сульфоцианирование и др.), с нанесением тонкопленочных покрытий (конденсация вещества из плазменной фазы в вакууме с ионной бомбардировкой (КИБ), метод комбинированной ионно-плазменной обработки (КИПО), метод магнетронного распыления, эпиламирование и др.), со снижением шероховатости рабочих поверхностей (доводка, электролитическое полирование) и с улучшением условий эксплуатации (применение СОТС).

На выбор метода упрочнения оказывает влияние не только положительный эффект от его применения, но и ограничения, связанные с химическим составом инструментального материала, размерами и конструкцией инструмента, режимами его эксплуатации. При сравнении коэффициентов увеличения периода стойкости k быстрорежущих сверл для различных методов видно, что наиболее эффективным является эпиламирование (рис. 1).

Данные по применению эпиламированных быстрорежущих сверл показывают, что наличие тонкопленочного покрытия на рабочих поверхностях инструмента способствует уменьшению температуры в зоне

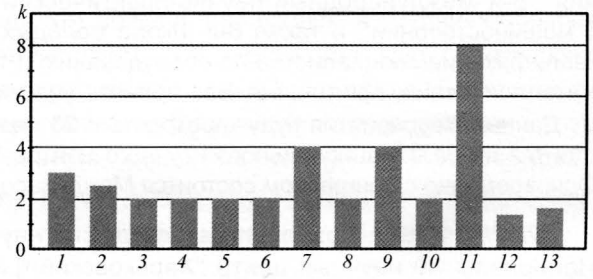


Рис. 1. Влияние методов обработки на период стойкости быстрорежущих сверл:
1 – лазерная обработка; *2* – индукционная магнитно-импульсная обработка; *3* – низкотемпературное цианирование; *4* – азотирование; *5* – азотирование в смеси аммиака с продуктами его диссоциации; *6* – сульфоцианирование; *7* – КИБ; *8* – КИПО; *9* – магнетронное распыление; *10* – электролитическое хромирование; *11* – эпиламирование; *12* – электролитическое полирование; *13* – нанесение твердых смазок

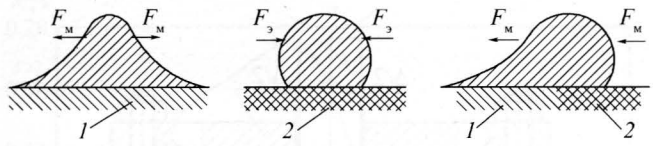


Рис. 2. Схема поведения капли на поверхности твердого тела при разных условиях смачивания [4]:
1 – поверхность металла; *2* – эпиламированная поверхность

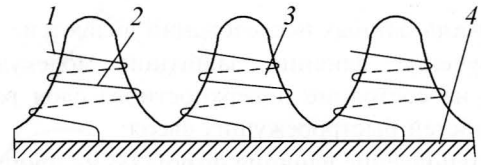


Рис. 3. Фрагмент частокола Ленгмюра на эпиламированной поверхности [5]:
1, *2* – хвост и петля молекулы ПАВ; *3* – смазочная среда; *4* – поверхность твердого тела

контакта, снижению интенсивности развития очагов износа передней и задней поверхностей инструмента и повышению стойкости сверл в 8 раз [3]. Несмотря на положительные результаты испытаний, метод пока не находит широкого применения в производстве в связи с отсутствием ясного понимания природы эпиламов и механизмов их действия в процессе работы, а также рекомендаций по эксплуатации и обслуживанию эпиламированного инструмента.

Процесс **эпиламирования** заключается в нанесении на поверхность твердого тела фторсодержащих поверхностно-активных веществ (фторПАВ) из растворов – эпиламов, в результате чего на поверхности образуется тонкий слой (40...80 Å) специальным образом ориентированных молекул фторПАВ. Сформированное тонкопленочное покрытие снижает поверхностную энергию твердых тел (для металлов – до 2...4 МДж/м^2), что позволяет регулировать прилипание, смачивание, адгезию и другие процессы, хорошо удерживается на поверхности различных материалов благодаря высокой адсорбционной способности, не смывается при многократных промывках стандартными промывочными жидкостями, выдерживает давление до 3500 Н/м^2 и термостабильно до 250 °С.

Обработка эпиламом узлов трения предотвращает растекание практически любых смазочных масел из зоны трения, а при его отсутствии обеспечивает снижение коэффициента трения, предохраняет металлические поверхности от коррозии, водородного изнашивания, в результате чего увеличивается срок службы, повышаются точность и надежность работы механизмов. Благодаря своим свойствам эпиламы нашли применение в часовой промышленности, приборостроении, нефтяной отрасли, при обработке металлов давлением и резанием.

В отечественном машиностроении используют эпиламы марок Эфрен (Эфрен-1, Эфрен-2), Амидофен (АФ), 6СФК-180-05, 6ФСК-180-20 (СК); в последние годы разрабатываются и внедряются эпиламы нового поколения Полизам, ЗМП и др.

Для объяснения природы действия фторПАВ при разных условиях эксплуатации выдвигаются следующие предположения:

1) поверхности с защитной молекулярной пленкой препятствуют растеканию масла из зоны трения за счет истирания или искусственного создания участков с разной поверхностной энергией (рис. 2; $F_м$ и $F_э$ – силы поверхностного натяжения на металле и эпиламированной поверхности);

2) при нанесении молекулы ПАВ заполняют микровпадины и микронеровности (шероховатость поверхности снижается в 2...2,5 раза), образуют структуры Ленгмюра в виде спиралей с нормально направленными к поверхности материала осями, что позволяет надежно удерживать смазочные среды, обеспечивать нерастекаемость масел и предотвращать их сдвиг (рис. 3);

3) при эпиламировании резко снижается поверхностная твердость и прочность твердых тел, в связи с чем повышается эффективность процессов дробления и измельчения металлов [6];

4) покрытие из эпилама повышает износостойкость материала.

Анализ результатов исследований и применения покрытий из эпиламов в различных узлах трениях показывает, что основная роль эпиламов – удерживать смазочные масла в зоне трения за счет изменения поверхностной энергии твердых тел в процессе работы (см. рис. 2). Снижение коэффициента трения при применении покрытия без смазочного материала возможно только при определенных давлении, температуре в зоне контакта и скорости скольжения сопрягаемых поверхностей. Изменение микротвердости поверхностного слоя зависит от физико-механических свойств материала. При нанесении тонкопленочного покрытия шероховатость поверхности не изменяется, так как его толщина составляет 11...50 нм. Оптимальные параметры эксплуатации покрытий находятся в достаточно ограниченной области значений скорости скольжения и, соответственно, температуры поверхностей трения; износ пленок практически линейно возрастает при увеличении пути трения и температуры в зоне контакта [7, 8].

Задачами данных исследований являются:

• изучение влияния защитной молекулярной пленки на состояние поверхностного слоя рабочих поверхностей быстрорежущих сверл;

• установление влияния фторПАВ на процесс резания при сверлении и эксплуатационные свойства рабочих поверхностей инструмента;

• выявление факторов, оказывающих наибольшее влияние на состояние покрытия в процессе сверления;

• определение оптимальных режимов эксплуатации эпиламированных быстрорежущих сверл.

Для проведения исследований использовали композиции Эфрен-2 и 6СФК-180-05, представляющие собой соответственно 0,05%-ный и 0,5%-ный растворы перфторполиэфиркислоты 6МФК-180 общего вида (R_fCOOH) в хладоне 113. Эпиламирование выполняли по технологиям, рекомендуемым производителем для нанесения данных составов.

Для выявления влияния фторПАВ на состояние поверхностного слоя быстрорежущих сверл были проведены исследования микрорельефа и микротвердости поверхностей образцов до нанесения покрытия и после него. Образцы из быстрорежущей стали Р6М5 имели шероховатость *Ra* = 0,2 мкм, что соответствует шероховатости рабочих поверхностей сверла; средняя микротвердость – 880 HV. Параметр шероховатости *Ra* измеряли на профилографе-профилометре мод. 170311, микротвердость HV – на приборе ПМТ-3 при глубине внедрения 0,5...0,6 мкм с нагрузкой 0,1 Н. В ходе исследований установлено: формирование полимолекулярного слоя фторПАВ не влечет изменения состояния поверхностного слоя образцов и, соответственно, рабочих поверхностей инструмента.

При ранее проведенных испытаниях быстрорежущих сверл с покрытием было отмечено, что эффективность метода обусловливается в основном параметрами механической обработки, определяющими температурный режим в зоне контакта инструмент–деталь и долговечность пленок эпилама на рабочих поверхностях инструмента [4]. В связи с этим первым шагом при исследовании влияния тонкопленочного покрытия на процесс сверления и эксплуатационные свойства рабочих поверхностей инструмента было определение оптимальных режимов резания с учетом свойств и поведения эпиламов в процессе работы.

При сверлении на температуру резания наибольшее влияние оказывает скорость резания, поэтому по методике [9] была определена предельная по термостойкости пленки эпилама 6СФК-180-05 (допустимая температура эксплуатации t = 227 °С) скорость резания при обработке стали 45 быстрорежущими

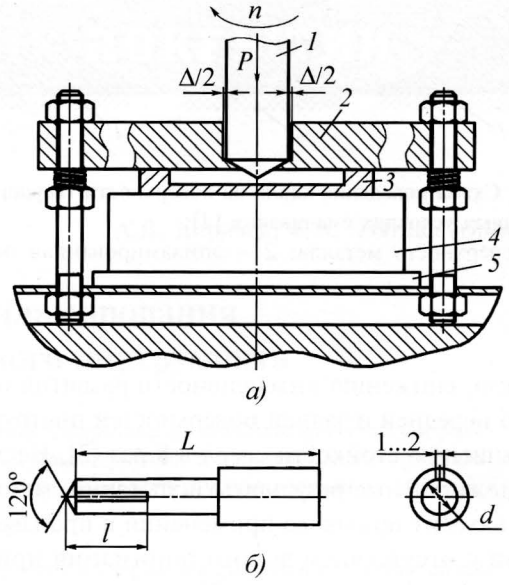


Рис. 4. Схема установки (*а*) и образец (*б*) для испытаний на изнашивание:
1 – образец; *2* – заготовка; *3* – стакан; *4* – динамометр; *5* – плита

сверлами ∅ 8,5 мм. Так, при подаче S = 0,14 мм/об, глубине обрабатываемого отверстия L = 20 мм теоретически допустимая скорость резания $v_р$ = 0,19 м/с.

Для сокращения дорогостоящих экспериментальных исследований по изучению состояния пленок эпиламов в зависимости от условий сверления (с применением масляных и водосмешиваемых СОТС и без них) при теоретически установленной допустимой скорости резания ($v_р$ = 0,19 м/с) были проведены предварительные испытания на изнашивание на установке (рис. 4, *а*), смонтированной на вертикально-сверлильном станке 2Н125, где условия испытаний приближены к процессу сверления.

Для экспериментов использовали цилиндрические образцы ∅ 8,5 мм из быстрорежущей стали Р6М5 (рис. 4, *б*), на поверхность которых наносили фторПАВ из применяемых растворов эпиламов. Испытания на изнашивание проводили при частоте вращения образцов 355 мин$^{-1}$ ($v_р$ = 0,15 м/с с учетом паспортных данных станка), с силой поджатия к поверхностям отверстий (*Ra* = 1,6 мкм) 500 Н и периодическом выводе образцов из зоны трения (время работы τ составляло 15 с, пауза – 10 с). Состояние защитной молекулярной пленки до работы и после нее в зависимости от времени и применяемых СОТС (масляная МР-7, водосмешиваемая Эмолон-М), определяли согласно общим рекомендациям, разработанным в НИИЧаспром, т.е. по краевому углу смачивания Q капли масла МН-60 (на поверхности с по-

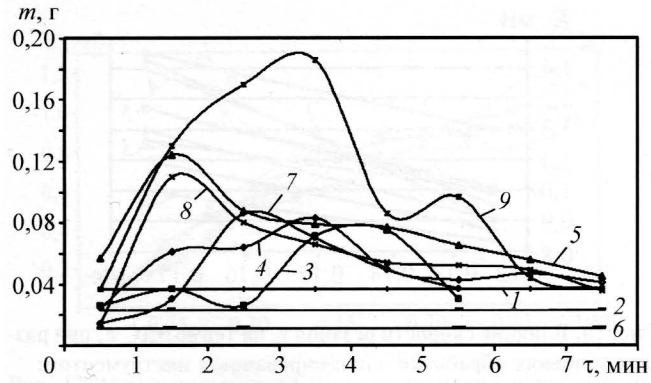


Рис. 5. Зависимость массы *m* масла, удерживаемого рабочими поверхностями образцов, от продолжительности работы τ:
1 – без покрытия; *2* – Эфрен-2 (без испытаний); *3* – Эфрен-2 (без СОТС); *4* – Эфрен-2 + Эмолон-М; *5* – Эфрен-2 + МР-7; *6* – 6ФСК-180-05 (без СОТС); *7* – 6ФСК-180-05 (без испытаний); *8* – 6ФСК-180-05 + + Эмолон-М; *9* – 6ФСК-180-05 + МР-7

крытием $Q \geq 35°$) и количеству удерживаемого масла на рабочих поверхностях образцов (маслоемкости).

На рис. 5 приведена экспериментальная зависимость маслоемкости рабочих поверхностей образцов от продолжительности работы и применяемых смазочно-охлаждающих технологических сред. Как следует из анализа этой зависимости, с течением времени маслоемкость поверхностей образцов изменяется, что связано с нарушением целостности покрытия, образованием участков с высокой поверхностной энергией, удерживающих определенное количество масла, и участков с низкой поверхностной энергией, являющихся барьером, который предотвращает его стекание. При этом на начальном этапе работы увеличение маслоемкости образцов вызвано образованием зон без защитной молекулярной пленки; дальнейшее увеличение времени трения приводит к истиранию покрытия, т.е. сокращению количества барьерных участков и, соответственно, к уменьшению количества удерживаемого масла.

Установлено, что наибольшую маслоемкость имеют образцы, работающие с применением масляной СОТС – МР-7. Образцы, эпиламированные 6СФК-180-05, имеют лучшие показатели по маслоемкости по сравнению с образцами, обработанными Эфрен-2, что объясняется эксплуатационными свойствами этих эпиламов (концентрация ПАВ в 6СФК-180-05 в 10 раз выше, чем в Эфрен-2, поэтому толщина его пленки больше и энергетические характеристики иные). Анализ результатов исследований также показывает, что работа без СОТС при данных режимах нежелательна, так как наблюдается быстрое истирание тонкопленочного покрытия.

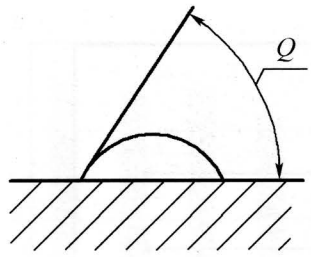


Рис. 6. Капля масла на эпиламированной твердой поверхности

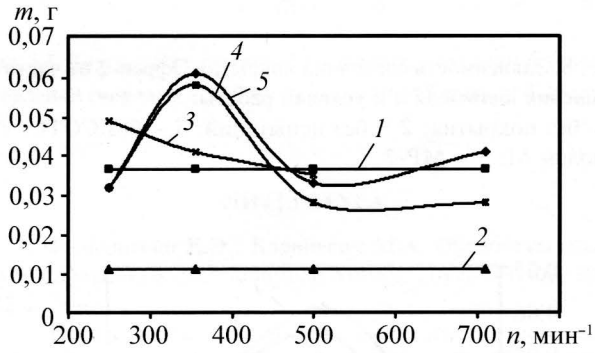


Рис. 7. Зависимость состояния покрытия 6СФК-180-05 от частоты вращения шпинделя *n* и условий работы:
1 – без покрытия; *2* – без испытаний; *3* – без СОТС; *4* – Эмолон-М; *5* – МР-7

Измерение краевого угла смачивания Q (рис. 6) также указывает на изменение состояния поверхностной энергией рабочих поверхностей образцов в процессе трения. До испытаний образцов, обработанных Эфрен-2, $Q = 35...45°$, при обработке 6СФК-180-05 $Q = 55...60°$. После работы на установке в течение 2,5 мин без применения СОТС среднее значение краевого угла смачивания составило: Q при работе с МР-7 и Эмолон-М $Q = 18°$, с Эфрен-2 $Q = 29°$, с 6ФСК-180-05 + Эмолон-М и Эфрен-2 + МР-7 $Q = 34°$, с 6ФСК-180-05 $Q = 40°$, с 6СФК-180-05 + МР-7 $Q = 42°$, что свидетельствует об изменении состояния пленок эпиламов. В конечной точке испытаний наблюдалось растекание масла по поверхности образцов, что соответствует $Q < 5°$ и указывает на отсутствие защитной молекулярной пленки.

При исследовании состояния защитной молекулярной пленки в зависимости от частоты вращения шпинделя n и величины зазора $\Delta/2$ (см. рис. 4, *а*) установлено, что с ростом n и уменьшением зазора эффективность эпиламирования снижается. Это связано с повышением температуры в зоне трения и, как следствие, тепловой деструкцией пленки эпиламов (рис. 7 и 8). При испытании образцов с различными масляными СОТС (сульфофрезол, МР-7, И-40) наилучшие показатели по маслоемкости имели образцы, работавшие с применением МР-7 (рис. 9). Данные

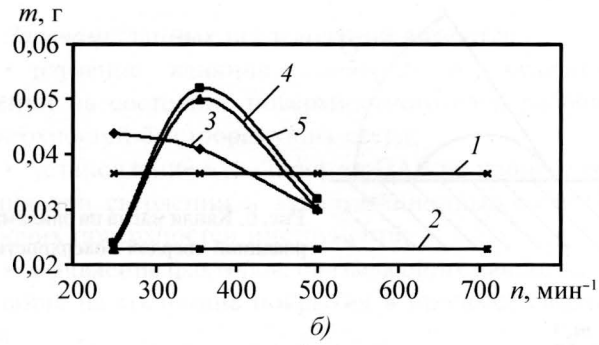


Рис. 8. Зависимость состояния покрытия Эфрен-2 от частоты вращения шпинделя *n* и условий работы:
1 – без покрытия; *2* – без испытаний; *3* – без СОТС; *4* – Эмолон-М; *5* – МР-7

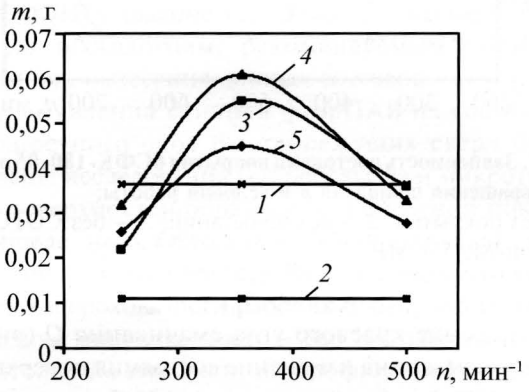


Рис. 9. Зависимость состояния покрытия 6СФК-180-05 от частоты вращения шпинделя *n* и применяемых СОТС:
1 – без покрытия; *2* – без СОТС; *3* – сульфофрезол; *4* – МР-7; *5* – И-40

результаты свидетельствуют о необходимости подбора СОТС для более эффективной эксплуатации инструмента с покрытием.

Для изучения влияния тонкопленочного покрытия на процесс теплообразования при разных условиях резания выполнены температурные исследования методом естественной термопары. На рис. 10–12 показаны зависимости термоЭДС $E_т$ от скорости резания $v_р$ и времени обработки τ при сверлении цельными спиральными сверлами ∅ 6,7 мм из быстрорежущей стали Р6М5 с покрытиями из растворов 6СФК-180-05 и Эфрен-2. Обработку выполняли при подаче S = 0,14 мм/об, скорости резания $v_р$ = 0,125 и 0,175 м/с с применением масляных СОТС (МР-7 и МР-7 с добавлением ПАВ на основе хлорпарафина) и без них.

Анализ этих зависимостей позволяет сделать вывод о том, что при малой скорости резания ($v_р$ = = 0,125 м/с) тонкопленочное покрытие при обработ-

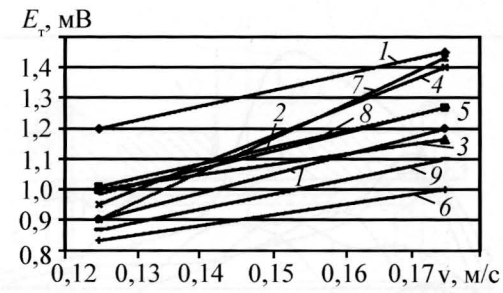


Рис. 10. Влияние скорости резания $v_р$ на термоЭДС $E_т$ при разных условиях обработки эпиламированным инструментом:
1 – без покрытия и СОТС; *2* – МР-7; *3* – МР-7 + ПАВ; *4* – 6ФСК-180-05 (без СОТС); *5* – 6ФСК-180-05 + МР-7; *6* – 6ФСК-180-05 + МР-7 + ПАВ; *7* – Эфрен-2 (без СОТС); *8* – Эфрен-2 + МР-7; *9* – Эфрен-2 + МР-7 + ПАВ

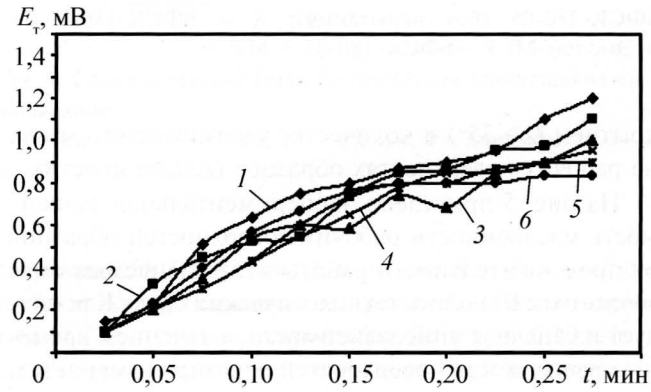


Рис. 11. Изменение термоЭДС $E_т$ по времени τ обработки отверстия инструментом с покрытием 6СФК-180-05 при разных условиях резания ($v_р$ = 0,125 м/с):
1 – без покрытия и СОТС; *2* – МР-7; *3* – МР-7 + ПАВ; *4* – без СОТС; *5* – 6ФСК-180-05 + МР-7; *6* – 6ФСК-180-05 + + МР-7 + ПАВ

ке без СОТС способствует снижению термоЭДС за счет уменьшения коэффициента трения и действует в данных условиях как смазочная композиция. При обработке с применением СОТС минимальные значения $E_т$ связаны со способностью пленок эпиламов удерживать смазочный материал и стабилизировать температуру в зоне резания (см. рис. 11). Незначительное повышение скорости резания над предельно допустимой по теплостойкости пленок эпиламов отрицательно влияет на их состояние. Таким образом, для эффективного использования инструмента с покрытием необходимо выполнять тщательный подбор режимов резания и СОТС.

Способность эпиламов снижать коэффициент трения, препятствовать растеканию масла из зоны трения также оценивали путем сравнения стружки и определения коэффициента ее усадки. При сверле-

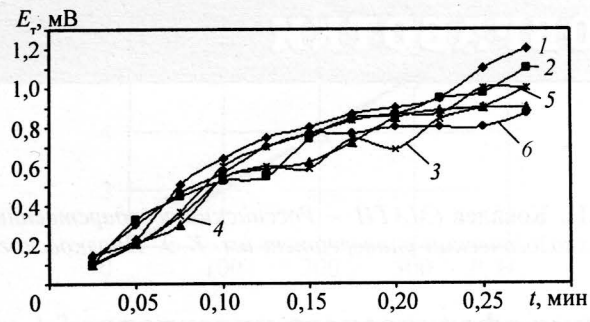


Рис. 12. Изменение термоЭДС $E_т$ по времени τ обработки отверстия инструментом с покрытием Эфрен-2 при разных условиях резания ($v_р$ = 0,125 м/с):
1 – без покрытия и СОТС; *2* – МР-7; *3* – МР-7 + ПАВ; *4* – без СОТС; *5* – Эфрен-2 + МР-7; *6* – Эфрен-2 + МР-7 + ПАВ

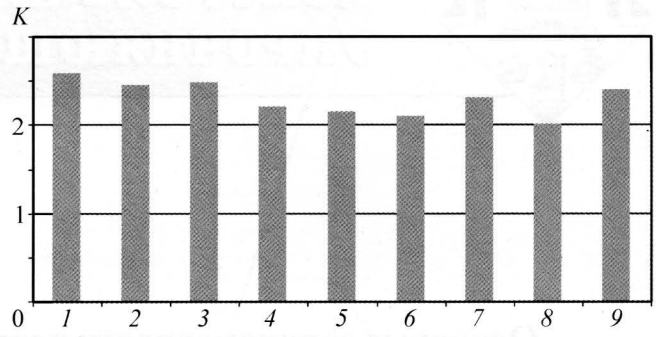


Рис. 13. Диаграмма влияния на коэффициент усадки *K* условий сверления сверлами ∅ 8,5 мм из стали Р6М5 при $v_р$ = 0,15 м/с

нии отверстий ∅ 8,5 мм в стали 45 сверлами из стали Р6М5 при допустимой скорости резания было установлено, что при обработке сверлами с покрытиями коэффициент усадки стружки *K* уменьшается в среднем на 20 % (рис. 13), что свидетельствует об уменьшении коэффициента трения и температуры в зоне контакта за счет более эффективного использования СОТС.

На основании проведенных предварительных трибологических испытаний в целях изучения поведения тонкопленочных покрытий при обработке осевым инструментом можно сделать следующие **выводы**:

1) наносимое тонкопленочное покрытие не оказывает влияния на состояние поверхностного слоя рабочих поверхностей быстрорежущего инструмента;

2) при резании использовать защитные молекулярные покрытия без применения СОТС малоэффективно;

3) для эффективной эксплуатации защитных молекулярных покрытий в процессе резания необходимо тщательно подбирать режимы работы и марки масляных СОТС;

4) измерение термоЭДС и коэффициента усадки стружки свидетельствует об улучшении процесса сверления эпиламированным инструментом за счет снижения коэффициента трения и более эффективного использования СОТС.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Фельдштейн Е.Э., Корниевич М.А.** Обработка отверстий: справочник сверловщика. Минск: Дизайн ПРО, 2000. 272 с.

2. **Инструменты** для обработки точных отверстий / С.В. Кирсанов, В.А. Гречишников, А.Г. Схиртладзе, В.И. Кокарев. 2-е изд., испр. и доп. М: Машиностроение, 2005. 336 с.

3. **Эпиламирование** режущего инструмента / В.Л. Потеха, И.С. Напрев и др. // Электрическая и тепловозная тяга. 1990. № 10. С. 31.

4. **Природа** и механизмы действия эпиламов при трении / И.И. Гарбар, А.С. Кисель, Н.А. Рябинин, Е.В. Сапгир // Трение и износ. 1990. Т. 11. № 5. С. 792–800.

5. **Харченко М.И.** Повышение послеремонтного ресурса деталей автомобильных двигателей (на примере ЗМЗ-53) эпиламированием и ФАБО-эпиламированием: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.03. М., 2002. 180 с.

6. **Полянсков Ю.В., Табаков В.П., Тамарова А.П.** Технологические методы повышения износостойкости режущего инструмента и деталей машин: учеб. пособие. Ульяновск: УлГУ, 1999. 69 с.

7. **Потеха В.Л., Рогачев А.В., Напреев И.С.** Теоретико-экспериментальная оценка оптимальных условий эксплуатации эпиламированных трибосопряжений машин // Трение и износ. 1996. Т. 17. № 6. С. 764–768.

8. **Напрев И.С.** Управление трибологическими характеристиками подшипниковых узлов методом эпиламирования: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 01.02.99. Гомель. 21 с.

9. **Московский Я.В.** Аналитический метод определения режимов резания при сверлении сталей и сплавов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Рыбинск, 1999. 16 с.

А.П. Ковалев *(МАТИ – Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского)*

Основные закономерности вдавливания сферического индентора и оценка физико-механических свойств поверхностного слоя деталей

Рассмотрены закономерности вдавливания сферического индентора с получением необходимых математических зависимостей. Представлены формулы и результаты расчетов модуля упругости, контактных давлений и деформаций на основе непрерывной регистрации нагрузки и глубины внедрения сферического индентора.

The laws of cave-in spherical indenter are discussed. Reception of necessary mathematical dependences and settlement formulas with results for definition of the module of elasticity, contact pressure and deformations on the basis of continuous registration a forces and depths of introduction spherical indenter are considered.

На современном этапе развитие материаловедения и технологий модифицирования поверхностных слоев направлено на получение заданных физико-механических характеристик с учетом условий эксплуатации деталей. Особое значение это приобретает, в частности, в авиадвигателестроении, где задачи обеспечения износостойкости, сопротивления усталости, стойкости к изнашиванию при фреттинге, коррозионной стойкости и т.п. являются актуальными. Их решение базируется не только на обоснованном выборе режимов и методов технологического воздействия (нанесение покрытий, химико-термическая обработка и т.д.), но и на возможности достоверной оценки и прогнозирования такого воздействия.

Наряду с традиционными методами определения механических свойств материалов (испытания на растяжение и сжатие, оценка твердости и микротвердости и т.п.) применяют метод, основанный на непрерывной регистрации нагрузки и глубины внедрения индентора. В работах [1–3] рассматривается индентор в форме стандартной пирамиды, используемой при измерении микротвердости и твердости по Виккерсу. Особенность применения пирамидального наконечника заключается в получении геометрически подобных отпечатков с неизменной степенью деформации, что в определенной мере можно считать недостатком метода. При использовании индентора сферической формы степень деформации переменна на всем этапе вдавливания, и первичным результатом такого испытания является диаграмма *нагружение–разгружение* [4], представленная на рис. 1.

Участок *нагружения 0–1–2* можно описать следующим образом:

$$P_i = a(h_{\Sigma i} - h_{\Sigma yj})^n + P_{yo}, \qquad (1)$$

где P_i – текущая сила вдавливания индентора;

a – коэффициент, зависящий от физико-механических свойств материала и размеров индентора;

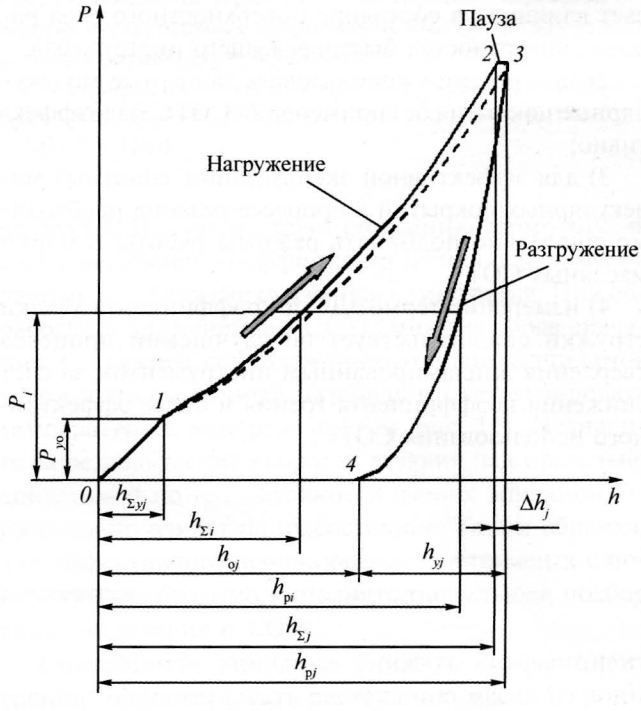


Рис. 1. Типовая диаграмма вдавливания сферического индентора

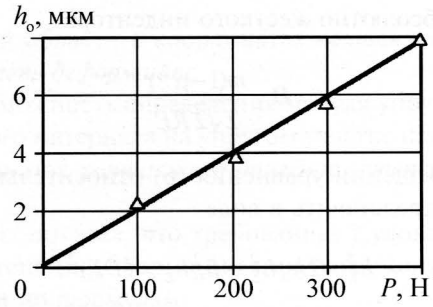


Рис. 2. Зависимость остаточного внедрения h_o от силы вдавливания P

$h_{\Sigma i}$ – текущая глубина внедрения индентора при нагружении;

$h_{\Sigma yj}$ и P_{yo} – глубина и сила, соответствующие переходу от упругого контакта к пластическому;

n – показатель степени.

При *разгружении* отпечатка (кривая *3–4*) происходит релаксация энергии, накопленной в процессе упругопластического деформирования. Связь между силой P и упругим восстановлением ($h_{yi} = h_{pi} - h_{oj}$) можно представить в виде зависимости

$$P_i = b_j (h_{pi} - h_{oj})^m, \qquad (2)$$

где b_j – коэффициент, зависящий от физико-механических свойств материала и размеров индентора;

h_{pi} – текущее значение глубины внедрения при разгружении;

h_{oj} – остаточная глубина внедрения, соответствующая конечной (j-й) точке при нагружении;

m – показатель степени.

По рис. 1 видно, что для конечной точки диаграммы вдавливания, если пренебречь Δh_j, справедливо равенство

$$h_{\Sigma j} = h_{yj} + h_{oj}.$$

Остаточная деформация является следствием необратимых процессов формоизменения, которые обусловлены неравномерным напряженно-деформированным состоянием материала. По результатам ступенчатого нагружения с фиксированием h_o на каждом уровне P (рис. 2) соотношение между ними можно аппроксимировать функцией

$$P = ch_o^r + P_{yo},$$

где c – коэффициент, аналогичный a и b_j;

r – показатель, учитывающий нелинейность изменения h_o в зависимости от P. Для практических целей без ущерба для точности можно считать $r = 1$.

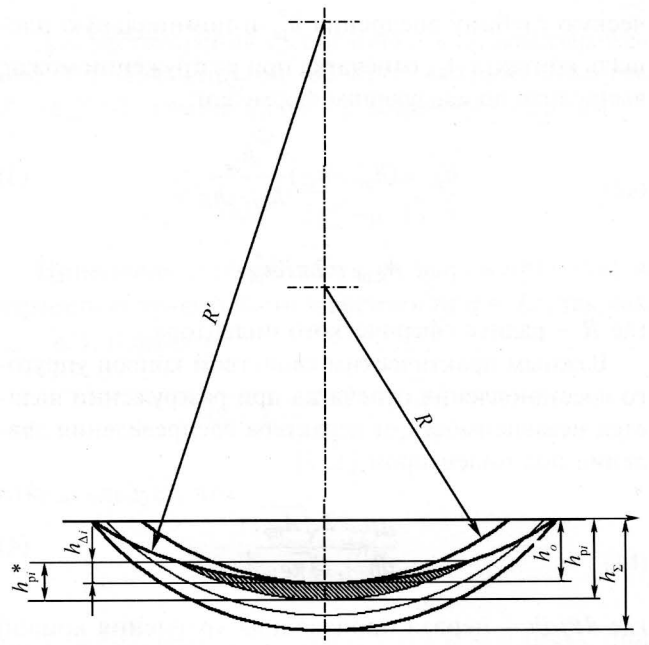


Рис. 3. Схема упругого восстановления отпечатка при вдавливании сферического индентора (R' – радиус восстановленного отпечатка)

Определение параметров a, b, c, n, m, r предусматривает использование следующих зависимостей:

$$n = \frac{1}{N-1} \sum_{i=1}^{N-1} \frac{\lg P_{i+1} - \lg P_i}{\lg h_{\Sigma(i+1)} - \lg h_{\Sigma i}};$$

$$a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^{N} \frac{P_i}{h_{\Sigma i}^n},$$

где N – число точек на соответствующих кривых, взятых для расчета (для b, c, m и r формулы аналогичны).

Следует отметить, что в литературе [1] есть сведения об изменении значений n и m от 1 до 2 в процессе нагружения и зависимости от соотношения между максимальным и средним значениями контактного давления в центре отпечатка.

Можно предполагать, что показатель n постепенно уменьшается по мере нагружения, что с физической точки зрения объясняется снижением способности материала к упрочнению по мере его пластического деформирования. В то же время нельзя не учитывать непостоянство объемов материала, подвергающегося упругопластическому деформированию.

Экспериментально установлено и подтверждено во многих исследованиях (например, [5, 6]), что восстановление отпечатка при снятии нагрузки происходит неравномерно, в основном по глубине, а не по диаметру (рис. 3). С учетом этой особенности факти-

ческую глубину внедрения h^*_{pi} и номинальную площадь контакта $A_{к.р}$ отпечатка при разгружении можно вычислить по следующим формулам:

$$h^*_{pi} = (h_{pi} - h_{oj})\frac{h_{\Sigma j}}{h_{\Sigma j} - h_{oj}}; \qquad (3)$$

$$A_{к.pi} = 2\pi R h^*_{pi},$$

где R – радиус сферического индентора.

Важным практическим свойством кривой упругого восстановления отпечатка при разгружении является независимость от характера распределения давления под индентором [1, 7]:

$$\frac{dP}{dh} = \frac{2\sqrt{A_{пр}}}{\sqrt{\pi} e_o}, \qquad (4)$$

где dP/dh – первая производная уравнения кривой разгружения;

$d_{отп}$ – диаметр отпечатка;

$e_o = e + e_1 = (1 - \mu^2)/E + (1 - \mu_1^2)/E_1$ (e и e_1 – упругие константы исследуемого материала и индентора; μ, μ_1 и E, E_1 – коэффициенты Пуассона и модули упругости исследуемого материала и индентора);

$A_{пр}$ – площадь проекции отпечатка.

Продифференцировав выражение (2) с учетом зависимости (3) и приняв допущение о равенстве площади проекции отпечатка и площади его поверхности, о справедливости для j-й (конечной) точки диаграммы вдавливания равенств $h_{pi} - h_{oi} = h_{\Sigma j} - h_{oi}$ и $b_j = P_j/(h_{\Sigma j} - h_{oi})^m$, формулу (5) после соответствующих преобразований можно представить в следующем виде:

$$E = \frac{(1 - \mu^2) m P_j}{2\sqrt{2Rh_{\Sigma j}}(h_{\Sigma j} - h_{oj}) - e_1 m P_j}. \qquad (5)$$

Если выдвинуть требование к постоянству модуля упругости по глубине отпечатка, то из выражения (5) следует, что оно может быть реализовано при условии $m = 1{,}5$.

После несложных преобразований получим уравнение, описывающее процесс упругопластического взаимодействия при вдавливании сферического индентора в полупространство:

$$\sqrt{h_{\Sigma i}}(h_{\Sigma i} - h_o) = DP_i, \qquad (6)$$

где

$$D = \frac{m}{2\sqrt{2R}}(e + e_1).$$

Для абсолютно жесткого индентора

$$D = \frac{m(1 - \mu^2)}{2\sqrt{2RE}}.$$

При решении уравнения (6) относительно $h_{\Sigma i}$ его удобнее представить в виде

$$h_\Sigma^3 - 2h_o h_\Sigma^2 + h_o^2 h_\Sigma = (DP)^2. \qquad (7)$$

Одним из параметров, характеризующих упругопластическое взаимодействие при вдавливании сферического индентора, является среднее контактное давление q, которое представляет собой отношение приложенной силы P к площади контакта $A_к$. Для сравнительной оценки более удобно использовать площадь поверхности отпечатка. Тогда с учетом зависимостей (1)–(3) можно получить формулы для расчета среднего контактного давления при нагружении $q_{нi}$ и разгружении q_{pi}:

$$q_{нi} = \frac{P_i}{A_{к.н}} = \frac{a}{2\pi R} h_{\Sigma i}^{n-1};$$
$$q_{p\,i} = \frac{P_i}{A_{к.р}} = \frac{b_j}{2\pi R}\frac{h_{\Sigma j}}{h_{\Sigma j} - h_{oj}}(h_{pi} - h_{oj})^{m-1}. \qquad (8)$$

Величину контактных давлений целесообразно рассматривать в зависимости от степени деформации в отпечатке ε, которая в отличие от конуса и пирамиды при вдавливании сферического индентора переменна из-за нарушения геометрического подобия лунки. Кроме того, степень деформации для сравнительной оценки удобна тем, что она безразмерна.

Согласно поставленной цели подбирали соответствующие эквиваленты деформации в лунке; при этом рассматривали параметры отпечатков (остаточная глубина и диаметр) с учетом особенностей их упругого восстановления.

Для дальнейшего анализа были использованы следующие зависимости:

$$\varepsilon = \frac{h_o}{d_o}; \quad \varepsilon = \frac{d_o}{2R};$$
$$\varepsilon = \frac{A_{пов} - A_{пр}}{A_{пов}},$$

где d_o – диаметр отпечатка;

$A_{пов}$ – площадь поверхности отпечатка.

В целях выбора той или иной расчетной зависимости были выдвинуты следующие т р е б о в а н и я:

1) возможность расчета степени деформации при разгружении $\varepsilon_р$;

2) возможность определения модуля упругости исследуемого материала на участке разгружения из пла-

стической области в координатах *контактное давление–степень деформации*;

3) возможность определения модуля упругости исследуемого материала на упругом участке нагружения в координатах *контактное давление–степень деформации*.

Анализ показал, что требованию 1 удовлетворяет расчет степени деформации при нагружении и разгружении по формулам:

$$\varepsilon_{ni} \approx \frac{1}{2}\sqrt{\frac{h_{\Sigma i}}{2R}}; \tag{9}$$

$$\varepsilon_{pi} = \frac{h_{pi}}{2\sqrt{2Rh_{\Sigma j} - h_{\Sigma j}^2}}. \tag{10}$$

Для требования 2 принимали во внимание аналогию с растяжением, при котором $E = \sigma/\varepsilon$, а также то, что при вдавливании шарика до пластического состояния $\sigma = q/3$. С учетом этого модуль упругости

$$E = \frac{q}{3(\varepsilon_j - \varepsilon_o)}, \tag{11}$$

где ε_o – остаточная деформация.

Как следует из данных таблицы, при использовании зависимости (11) значения модуля упругости практически постоянны (не зависят от R), а их утроенное значение близко к результатам расчетов по предложенной формуле (5).

На основании этого можно сделать вывод, что двум первым требованиям наилучшим образом соответствуют следующие расчетные формулы для определения степени деформации в отпечатке при нагружении и разгружении:

$$\varepsilon_{ni} = \frac{1}{3}\frac{h_{\Sigma i}}{d_{\Sigma i}} \approx \frac{1}{6}\sqrt{\frac{h_{\Sigma i}}{2R}}; \tag{12}$$

$$\varepsilon_{pi} = \frac{1}{6}\frac{h_{pi}}{\sqrt{2Rh_{\Sigma j} - h_{\Sigma j}^2}},$$

где $d_{\Sigma i}$ – текущий диаметр отпечатка при нагружении.

Результаты расчета модуля упругости титанового сплава ВТ3–1

R, мм	$\varepsilon_н$, %	ε_o, %	E, ГПа	
	Формула для расчета			
	(9)	(10)	(11)	(5)
1	5,172	2,417	35,44	115,6
2	3,010	0,976	35,54	115,4
4	1,750	0,179	34,08	115,5

Для рассмотрения требования 3 запишем выражение (8) для упругой области нагружения, где $P_i = h_{\Sigma i}^{3/2}/D$, считая индентор абсолютно жестким:

$$q = \frac{h_\Sigma^{3/2}}{Dd_{\Sigma i}} = \frac{2\sqrt{2}E}{3\pi(1-\mu^2)}\sqrt{\frac{h_\Sigma}{R}}. \tag{13}$$

Приравняв правую часть из выражения (13) и утроенную правую часть зависимости $\sigma = E\varepsilon$, так как $\sigma = q/3$, получим

$$3E\varepsilon = E\frac{2\sqrt{2}}{3\pi(1-\mu^2)}\sqrt{\frac{h_\Sigma}{R}},$$

откуда следует, что

$$\varepsilon_{ni} = k_\varepsilon\sqrt{\frac{h_{\Sigma i}}{R}}, \tag{14}$$

где $k_\varepsilon = 2\sqrt{2}/[9\pi(1-\mu^2)]$; при $\mu = 0{,}3$ $k_\varepsilon = 0{,}10993$, при $\mu = 0{,}35$ $k_\varepsilon = 0{,}114$.

Сравнив формулы (14) и (12), нетрудно убедиться, что они практически одинаковы (в формуле (12) $k_\varepsilon = 0{,}11785$) и по физическому смыслу ε_{ni} составляет одну треть отношения глубины отпечатка к его диаметру.

Таким образом, при нагружении относительную степень деформации следует рассчитывать по формуле (14), а при разгружении и в случае вычисления остаточной степени деформации использовать соответственно формулы:

$$\varepsilon_{pi} = k_\varepsilon\frac{h_{pi}}{\sqrt{Rh_{\Sigma i}}};$$

$$\varepsilon_{oi} = k_\varepsilon\frac{h_{oi}}{\sqrt{Rh_{\Sigma i}}}.$$

При испытании образцов на сжатие процесс деформирования описывается соотношением $\sigma = B\varepsilon^c$ [8].

Из графической интерпретации зависимости контактного давления от степени деформации следует (рис. 4), что экспериментальные точки для разных значений R укладываются при нагружении на одну кривую. Анализ рис. 5 позволяет предположить справедливость при вдавливании сферического индентора следующего соотношения:

$$q = B\varepsilon^\alpha, \tag{15}$$

где B – константа, соответствующая контактным давлениям при $\varepsilon = 1$ и зависящая от свойств материала;

α – показатель, учитывающий рост контактных давлений в зависимости от деформации.

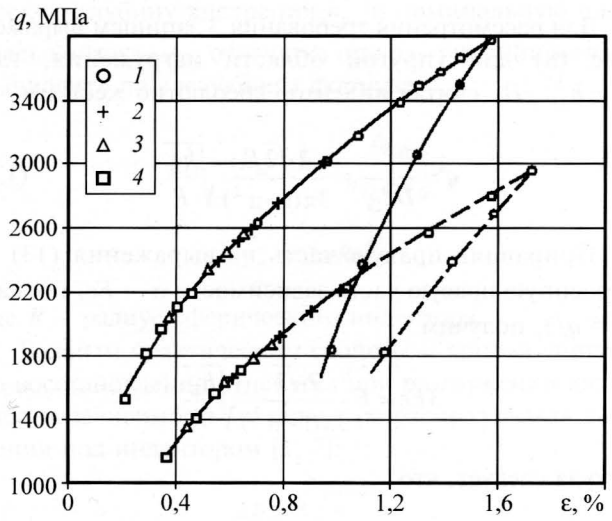


Рис. 4. Зависимость между контактным давлением *q* и степенью деформации ε при вдавливании сферического индентора в сталь (мера твердости HV5-424) (сплошные линии) и титановый сплав ВТ3–1 (штриховые линии) при разных значениях *R*, мм: *1* – 1; *2* – 2; *3* – 3; *4* – 4

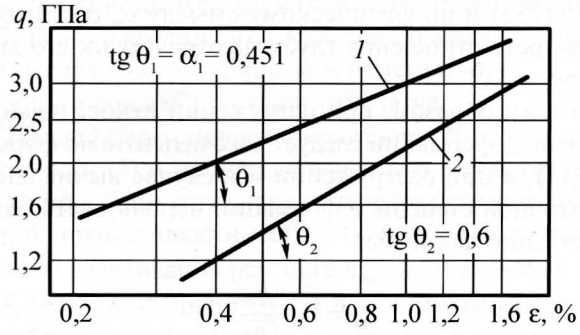


Рис. 5. Зависимость между контактным давлением *q* и степенью деформации ε в двойных логарифмических координатах для стали (мера твердости HV5-424) (*1*) и титанового сплава ВТ3–1 (*2*)

Дальнейшие рассуждения указывают на наличие вполне определенной связи между показателями α и *n*. Представим формулу (8) в виде

$$q = \frac{aR^{n-1}}{2\pi R}\left[\frac{h_\Sigma^{n-1}}{R^{n-1}}k_\varepsilon^{2(n-1)}\right]\frac{1}{k_\varepsilon^{2(n-1)}},$$

где

$$\frac{h_\Sigma^{n-1}}{R^{n-1}}k_\varepsilon^{2(n-1)} = \left(\sqrt{\frac{h_\Sigma}{R}}\right)^{2(n-1)} k_\varepsilon^{2(n-1)} = \varepsilon^{2n-2}k_\varepsilon^{2(n-1)}.$$

Тогда

$$q = \frac{aR^{n-2}}{2\pi}k_\varepsilon^{2-2n}\varepsilon^{2n-2}. \qquad (16)$$

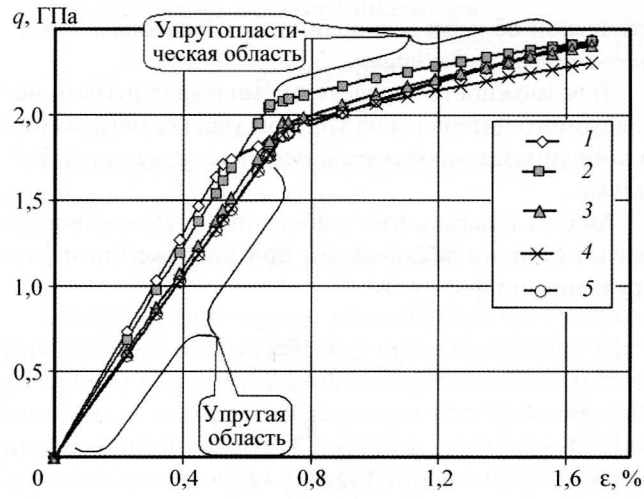


Рис. 6. Расчетная зависимость контактного давления *q* от степени деформации ε для образца из титанового сплава ВТ3–1 после различной обработки:
1 – шлифование (пруток отожжен); *2* – газонасыщение (ГНС) при t = 860 °С, τ = 1,25 ч; *3* – ГНС при t = 860 °С, τ = = 1,25 ч и вакуумный отжиг (ВО) при t = 750 °С, τ = 1 ч, p = = 6,665 Па; *4* – ГНС при t = 860 °С, τ = 1,25 ч и ВО при t = = 750 °С, τ = 1 ч, p = 1,333 Па; *5* – ГНС при t = 860 °С, τ = = 1,25 ч и ВО при t = 750 °С, τ = 1 ч, p = 0,1333 Па

Из сопоставления уравнений (15) и (16) вытекает, что

$$\alpha = 2n - 2;$$

$$B = \frac{aR^{n-2}}{2\pi}k_\varepsilon^{2-2n}. \qquad (17)$$

Считаем, что при вдавливании индентора сферической формы в один и тот же материал (как при растяжении и при сжатии) одной и той же деформации соответствует одно и то же контактное давление, а интенсивность прироста q в зависимости от ε не изменяется (α = const). Тогда из выражения (17) вытекает зависимость коэффициента a от радиуса индентора R:

$$a = 2\pi B k_\varepsilon^{2n-2}R^{2-n}. \qquad (18)$$

Важным практическим свойством соотношений (1), (2), (5), (7), (17), (18) является возможность расчета диаграммы вдавливания для любого значения радиуса сферического индентора.

По полученным зависимостям были выполнены расчеты q и ε, которые показывают (рис. 6), что **предлагаемая методика позволяет достоверно определять упругий участок деформирования материала, модуль упругости, склонность поверхностных слоев к упрочнению и другие характеристики.**

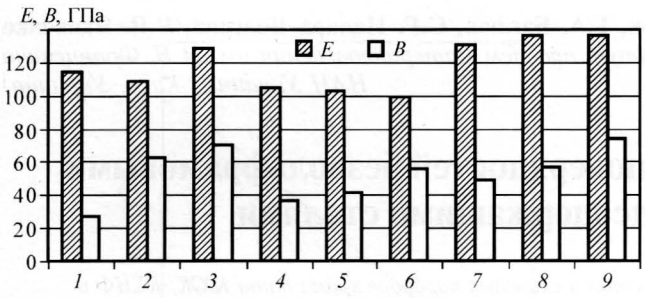


Рис. 7. Изменение модуля упругости *E* и параметра прочности *B* в зависимости от технологического воздействия для образцов:
1 – исходное состояние; *2* – закалка; *3* – закалка + старение; *4* – закалка + алмазное выглаживание (АВ) при P = = 200 Н; *5* – закалка + АВ при P = 300 Н; *6* – закалка + АВ при P = 400 Н; *7* – закалка + старение + АВ при P = 200 Н; *8* – закалка + старение + АВ при P = 300 Н; *9* – закалка + + старение + АВ при P = 400 Н

Применительно к титановому сплаву ВТ3–1, в частности, установлено (рис. 7), что процедура закалки при фиксации β-фазы приводит к снижению модуля упругости при росте параметра прочности *B*. При проведении последующего старения исследуемые величины возрастают. Упрочнение поверхностным пластическим деформированием (алмазным выглаживанием) неоднозначно влияет на *E* и *B*. Если модуль упругости при рассмотренных условиях сохраняет тенденцию к росту, то прочность падает с увеличением прикладываемой силы.

При использовании других методов механических испытаний достаточно сложно или невозможно эффективно оценить влияние комплексного технологического воздействия на периферийные слои материала и определить несущую способность детали в реальных условиях ее эксплуатации.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Булычев С.И., Алехин В.П., Терновский А.П.** Об определении физико-механических свойств материалов методом непрерывного вдавливания индентора // Физика и химия обработки материалов. 1976. № 2. С. 58–64.

2. **Булычев С.И., Алехин В.П., Шоршоров М.Х.** Исследование физико-механических свойств материалов в приповерхностных слоях и в микрообъемах методом непрерывного вдавливания индентора (обзор) // Физика и химия обработки материалов. 1979. № 5. С. 69–81.

3. **Булычев С.И., Алехин В.П.** Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.

4. **Повышение** несущей способности деталей машин поверхностным упрочнением / Л.А. Хворостухин, С.В. Шишкин, А.П. Ковалев, Р.А. Ишмаков. М.: Машиностроение, 1988. 144 с.

5. **Боуден Ф.П., Тейбор Д.** Трение и смазка твердых тел: пер. с англ. под ред. И.В. Крагельского. М.: Машиностроение, 1968. 544 с.

6. **Марковец М.П., Новиков В.П.** Исследование зависимости между твердостью на пределе текучести с учетом упругого восстановления отпечатка: тр. МЭИ. Вып. 130. М., 1972. С. 145–149.

7. **Лурье А.И.** Пространственные задачи теории упругости. М.: Гостехтеориздат, 1955.

8. **Томсен Э., Янг Ч., Кобаяши Ш.** Механика пластических деформаций при обработке металлов. М.: Машиностроение, 1968. 504 с.

Уважаемые коллеги!

Воронежский государственный технический университет совместно с Воронежским государственным колледжем профессиональных технологий, экономики и сервиса 28–29 апреля 2007 года планирует провести в Воронеже II Международную научно-практическую конференцию **"Студент–специалист–профессионал"** (ССП – 2007) с изданием сборника материалов.

На конференции будут обсуждены следующие *научные и практические проблемы*:
- методические основы подготовки студентов;
- развитие вузовской науки и крупных научно-образовательных центров;
- инновационные педагогические технологии подготовки студентов по общетехническим и специальным дисциплинам;
- исследования в области профессиональной подготовки в период работы на предприятии;
- научные исследования по перспективным направлениям работы инженерных кадров;
- научные основы творчества студентов и специалистов;
- оценка качества и организации профессионального уровня специалистов;
- научные исследования студентов и профессионалов.

Адрес Оргкомитета:

394006, Воронеж, ул. Ворошилова, 18, ВГКПТиС;
ученый секретарь конференции – Поташников Михаил Григорьевич.
Тел./факс: (4732)39-18-90; e-mail: pteis@comch.ru

В.А. Маслюк, Г.А. Баглюк, С.Г. Напара-Волгина, Р.В. Яковенко
(Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина)

Упрочнение быстроизнашивающихся поверхностей безвольфрамовыми твердыми сплавами и карбидсодержащими сталями

Исследована стойкость твердых сплавов на основе простых и сложных карбидов хрома типа КХЖ, КХНФ и композиционных порошковых материалов на основе коррозионно-стойкой стали аустенитного класса Х18Н15 с присадками Cr_3C_2 (10...25 %) и MoS_2 (3...5 %) против изнашивания при наличии и отсутствии в зоне трения абразивных частиц. Рассмотрены условия получения трехслойных материалов, представляющих собой композит, средний слой которого состоит из быстрорежущей стали Р6М5, а верхний и нижний слои – из стали Р6М5 с 20...50 % мас. TiC. Производственные испытания ряда изделий, деталей технологической оснастки и оборудования из разработанных материалов, а также из композиционных материалов Х18Н15–Cr_3C_2–MoS_2 в условиях абразивного изнашивания и воздействия коррозионно-активных сред подтверждают высокую эффективность их использования.

Resistance of rigid alloys on basis of simple and complicated carbides of a chromium of a type КХЖ, КХНФ and composite powder materials on basis of stainless steels austenitic of a class X18H15 with dopes Cr_3C_2 (10...25 %) and MoS_2 (3...5 %) against wear process for want of availability and absence in a zone of friction of abrasive particles are investigated. Conditions of deriving three-layered of materials representing a composite which average stratum consists from quick-cutting P6M5 steel, and upper and lower stratums of P6M5 steel with 20...50 % TiC, are considered. The industrial tests of a number of items, detailses of a technological equipment and equipment from the developed materials, and also composite materials X18H15–Cr_3C_2–MoS_2 in conditions of abrasive wear process and corrosion-active mediums confirm high efficiency of use them.

Наиболее частой причиной выхода из строя машин и механизмов является не поломка, а изнашивание и повреждение рабочих поверхностей деталей. Особенно интенсивно изнашиваются детали, узлы и рабочие органы машин, эксплуатируемых в абразивных и коррозионных средах. Низкая износостойкость деталей приводит к огромным убыткам. Так, затраты на ремонт и техническое обслуживание машин в несколько раз превышают стоимость их изготовления: автомобилей – в 6 раз, самолетов – до 5 раз, станочного оборудования – до 8 раз [1, 2].

Один из эффективных методов повышения стойкости деталей к абразивному и коррозионному разрушению – использование для их изготовления порошковых керамико-металлических материалов с гетерогенной структурой, в том числе армирующих вставок из твердых сплавов, наплавок и покрытий из них.

При этом довольно широкой областью применения безвольфрамовых твердых сплавов является изготовление из них износостойких конструкционных деталей и деталей технологической инструментальной оснастки, где наряду с карбидотитановыми сплавами для этих целей успешно используют более дешевые безмолибденовые твердые сплавы на основе карбида хрома с никелевой (КХН), никель-фосфорной (КХНФ) и стальной (КХЖ) связками. Особенно эффективно применение карбидохромовых сплавов для изготовления изделий, работающих в условиях одновременного воздействия нескольких факторов – трения, абразивного изнашивания, коррозионных сред и повышенных температур, где они имеют значительные преимущества перед известными твердыми сплавами.

Безвольфрамовые твердые сплавы и порошковые композиционные материалы на основе карбида хрома благодаря комплексу ценных свойств давно привлекают внимание специалистов как дешевые и перспективные материалы для наплавки и нанесения защитных покрытий. Уже первые работы, выполненные в Институте электросварки им. Е.О. Патона, показали, что при электродуговой наплавке стали и чугуна прутками и электродами из карбидохромовых сплавов можно получить плотные, прочно сцепленные с основой слои с твердостью до 85 HRA [3].

На протяжении многих лет с большим успехом, особенно на предприятиях черной металлургии, применяют механизированную наплавку порошковыми проволоками с наполнителем из карбида хрома [4, 5]. К недостаткам наплавки порошковой проволокой, характерным и для наплавки электродами из карбидохромовых сплавов, следует отнести неизбежность разбавления наплавленного слоя металлом основы. Это приводит к интенсивному взаимодействию составляющих порошковой проволоки с неметаллическим расплавом и изменению свойств матрицы и образующихся карбидов.

Анализ результатов работ по электродуговой наплавке электродами и порошковой проволокой из карбидохромовых сплавов показывает, что, хотя

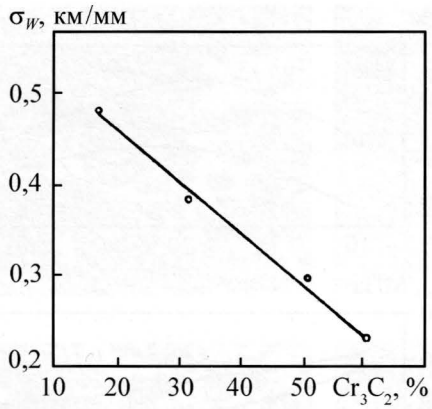


Рис. 1. Зависимость стойкости сплавов КХЖ к абразивному изнашиванию σ_W от массовой доли карбида хрома Cr_3C_2

слои, полученные этим методом, отличаются значительно более высокой износостойкостью по сравнению с закаленными сталями, они все же уступают по этому показателю спеченным твердым сплавам на основе карбида хрома.

В последние годы интенсивное развитие получили исследования в области создания слоисто-градиентных материалов различного функционального назначения, в том числе твердых сплавов с градиентом свойств.

В настоящей работе приведены результаты изучения стойкости к абразивному изнашиванию и к изнашиванию при трении безвольфрамовых твердых сплавов и слоистых композиционных материалов на их основе и рассмотрены эффективные области их применения для упрочнения быстроизнашивающихся изделий.

Исследовали стойкость твердых сплавов на основе простых и сложных карбидов хрома типа КХЖ, КХНФ и композиционных порошковых материалов к изнашиванию при наличии и отсутствии в зоне трения абразивных частиц. Исследования проводили по методике Института сверхтвердых материалов НАН Украины на установке АИ-2 путем трения образца о водную суспензию электрокорунда, содержащего 40 % абразива [6].

Износостойкость материалов $\sigma_W = 1/\overline{W}$ определяли как величину, обратную интенсивности изнашивания $\overline{W}$, которая равна отношению линейного износа к пути трения.

Эксперименты показали (рис. 1), что износостойкость сплавов Cr_3C_2–Fe с увеличением массовой доли карбида хрома от 15 до 60 %, несмотря на повышение твердости, снижается с 0,480 до 0,253 км/мм по линейному закону. Это обусловлено тем, что с ростом количества карбидной составляющей происходит перестройка структуры материала от матрично-наполненной до карбидно-каркасной, а также снижением шаржируемости поверхности.

Замена в составе сплава КХЖ85 части карбида хрома на TiC приводит к повышению износостойкости на 30 % (от 0,480 до 0,630 км/мм), однако при этом несколько снижается ударная вязкость.

По износостойкости этот материал более чем в 2 раза превосходит традиционные твердые сплавы на основе карбида хрома с никель-фосфорной связкой и лишь незначительно уступает стандартному вольфрамокобальтовому твердому сплаву ВК20 (табл. 1).

В последнее время в ИПМ НАН Украины разработаны слоистые износокоррозионно-стойкие композиты триботехнического назначения, рабочим слоем которых является коррозионно-стойкая сталь аустенитного класса с присадками Cr_3C_2 (10...25 %) и MoS_2 (3...5 %), а основой – сталь такого же состава без присадок [7]. Этот материал сочетает высокую износостойкость рабочего слоя с повышенной вязкостью и коррозионной стойкостью несущей основы [8].

Такие материалы получали двумя методами: 1) совместным прессованием и спеканием рабочих слоев и основы; 2) горячей штамповкой. Спекание и горячая штамповка материалов по оптимальным режимам обеспечивают формирование необходимых структуры, физико-механических свойств и прочности соединения рабочего слоя и основы.

Методом экспресс-анализа исследовали триботехнические свойства материалов в условиях трения без смазочного материала (СМ) и трения с СМ. Контртелом служил образец из закаленной стали. Сравнительную оценку износостойкости материалов проводили путем измерения площади канавки износа и коэффициента трения. Установлено, что увеличение содержания Cr_3C_2 от 10 до 20 % сопровождается существенным повышением их износостойкости, о чем

Таблица 1

Стойкость твердых сплавов и сплавов КХЖ к абразивному изнашиванию

Марка сплава	Твердость HRA	Износостойкость, км/мм
ВК15	86,0	0,80
ВК20	84,0	0,60
КХН15	85,0	0,35
КХНФ15	84,5	0,23
КХЖ60	87,5	0,25
КХЖ50	86,0	0,31
КХЖ85	75,0	0,48
ТН20	90,0	0,30
КНТ16	89,0	0,30
КХЖН50	86,0	0,35
КХЖН85	88,6	0,63

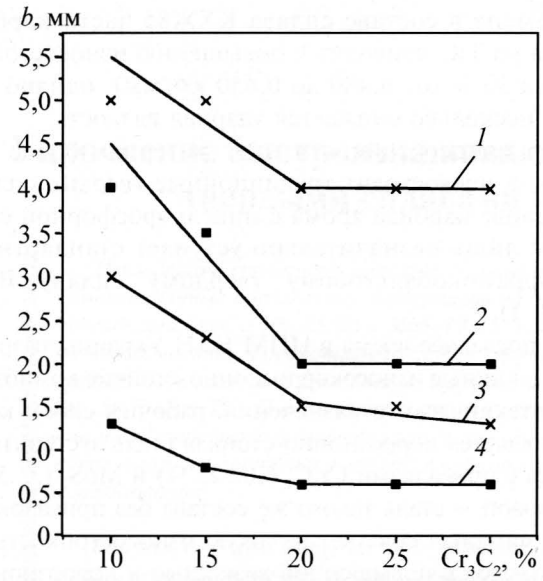


Рис. 2. Зависимость ширины *b* канавки износа композитов на основе стали Х18Н15 с 5 % MoS_2 от массовой доли Cr_3C_2:
1, 2 – сухое трение; *3, 4* – трение со смазочным материалом

свидетельствует уменьшение ширины *b* канавки износа (рис. 2).

Последующее повышение содержания карбида хрома до 30 % практически не влияет на размер канавки износа для всех исследованных составов при трении с СМ и без него. Введение в состав композита 5 % MoS_2 существенно повышает их износостойкость.

Состав материала практически не влияет на коэффициент трения, однако он существенно изменяется в зависимости от отсутствия или наличия СМ: при трении без СМ он равен 0,35...0,40, при трении с СМ – ≈0,10. Кроме того, полученные результаты обнаруживают существенное различие в свойствах композитов с добавкой карбида хрома и композитов, в состав которых помимо карбида хрома входит 5 % MoS_2. У композитов, рабочий слой который содержит MoS_2, после спекания износостойкость возрастает в 2...3 раза, у них также значительно выше твердость и больше параметры кристаллической решетки основного материала, однако несколько ниже предел прочности на изгиб (рис. 3).

Увеличение массовой доли Cr_3C_2 от 10 до 30 % в рабочем слое композита на основе аустенитной стали Х18Н15 как с добавкой MoS_2, так и без нее приводит к повышению их твердости и износостойкости, но несколько ухудшает их прочностные свойства. В целях повышения физико-механических характеристик композитов необходимо проводить их термическую обработку путем закалки и низкого отпуска.

Исследованы условия получения трехслойных материалов, представляющих собой композит, средний

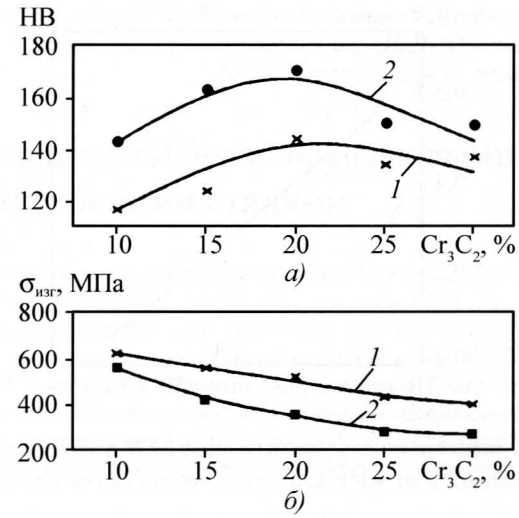


Рис. 3. Зависимость твердости HB (*а*) и прочности на изгиб $\sigma_{изг}$ (*б*) композитов на основе Х18Н15 от массовой доли Cr_3C_2:
1 – без MoS_2; *2* – с 5 % MoS_2

слой которого состоит из быстрорежущей стали Р6М5, а верхний и нижний слои – из стали Р6М5 с 20...50 % TiC.

Толщина слоев из карбидосталей после спекания составляла около 1 мм, а среднего слоя из быстрорежущей стали – 3 мм. Испытания показали, что с повышением содержания TiC в поверхностных слоях предел прочности на изгиб снижается на 30 % в сравнении с чистой быстрорежущей сталью; при этом прочность слоистых композитов составляет 870...900 МПа.

Исследования материалов при испытании на изнашивание проводили при скоростях скольжения 5, 10, 15 м/с и давлении 5 МПа. Контртелом служил образец из стали 65Г. Испытания показали (табл. 2), что

Таблица 2

Трибологические свойства спеченных материалов на основе быстрорежущей стали Р6М5

Материал	Вид железного порошка (по методу получения)	Скорость скольжения, м/с	Коэффициент трения	Скорость изнашивания, мм/км
Сталь Р6М5	Карбонильный	5 10 15	0,44 0,36 0,32	5,4 7,1 9,1
Сталь Р6М5	Распыленный	5 10 15	0,46 0,44 0,30	4,1 6,7 8,3
Сталь Р6М5 с прослойками TiC–Р6М5	Распыленный	5 10 15	0,48 0,42 0,28	3,4 5,1 7,1

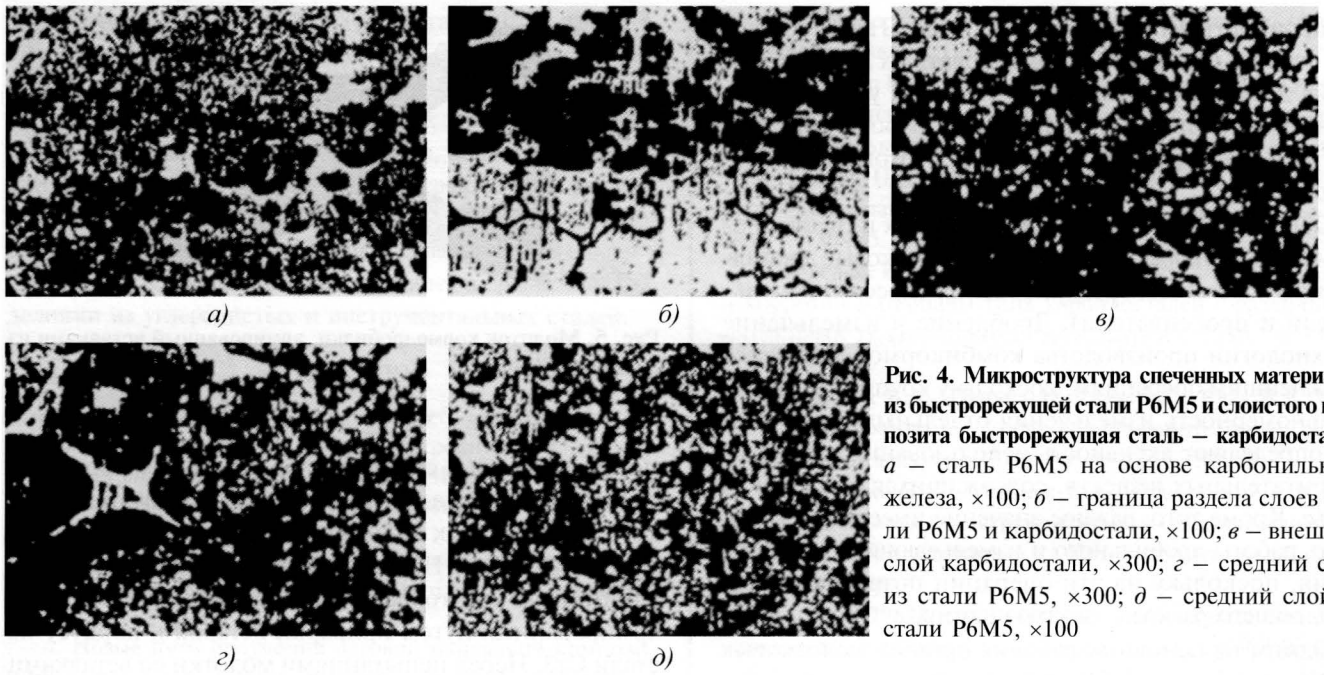


Рис. 4. Микроструктура спеченных материалов из быстрорежущей стали Р6М5 и слоистого композита быстрорежущая сталь – карбидосталь: *а* – сталь Р6М5 на основе карбонильного железа, ×100; *б* – граница раздела слоев стали Р6М5 и карбидостали, ×100; *в* – внешний слой карбидостали, ×300; *г* – средний слой из стали Р6М5, ×300; *д* – средний слой из стали Р6М5, ×100

слоистые материалы имеют на 20...40 % более высокую износостойкость по сравнению с чистой быстрорежущей сталью.

При этом было установлено, что износостойкость быстрорежущей стали принципиально не зависит от вида железного порошка, используемого для ее приготовления.

Исследование микроструктуры спеченных композитов показало, что при использовании в качестве основы стали порошка карбонильного железа формируется гомогенная структура с включениями мелких карбидов (рис. 4). При этом существующие карбидные эвтектики не образуют сплошного каркаса, что не приводит к существенному снижению прочности композита. На рис. 4, *б* видна четкая граница между слоем основы и поверхностным слоем карбидостали. В некоторых случаях сохраняется осколочная форма карбидов (см. рис. 4, *в*). Теплостойкость спеченных слоистых износостойких материалов достигает 600 °С.

Разработанные материалы использованы для изготовления ряда изделий, деталей технологической оснастки и оборудования, а также для увеличения срока их службы. Результаты исследований материалов на основе простых и сложных тугоплавких соединений хрома в условиях абразивного изнашивания и воздействия коррозионно-активных сред показывают перспективность их использования для изготовления деталей, работающих при одновременном действии указанных факторов [9].

В таких сложных условиях эксплуатации работают, например, детали пресс-инструмента для формования медицинских препаратов. Изнашивание матриц пресс-форм в этом случае является следствием сложных механохимических процессов, протекающих на поверхности рабочих деталей пресс-инструмента. Особенно сильно изнашиваются матрицы и пуансоны пресс-форм, применяемых для формования энтеросорбентов, в частности таблеток из активированного угля. Срок службы стального пресс-инструмента, используемого при таблетировании активированного угля, не превышает 50 ч.

В целях увеличения срока службы таких пресс-форм разработаны технологии изготовления вставок матриц из твердого сплава КХНФ15М, содержащего легирующие добавки, и нанесения покрытий из сплава КХНФ14П на пуансоны.

Опытные партии пресс-инструмента, упрочненного сплавом КХНФ15М, испытывали на Киевском химико-фармацевтическом объединении при производстве таблеток из активированного угля. Испытания показали, что после работы в течение 252 ч на матрицах из сплава КХНФ15 износ не обнаружен. Высокой износостойкостью отличаются также матрицы и пуансоны с электрофоретическими покрытиями из сплава КХНФ15. Так, за 252 ч эксплуатации износ матрицы с покрытием из карбидохромового сплава составил всего 0,005 мм.

По результатам испытаний пресс-инструмент из карбидохромовых твердых сплавов и с покрытиями из них рекомендован к внедрению на предприятиях химико-фармацевтической промышленности Украины.

Сплавы Cr_3C_2–Fe с содержанием связки 60...70 % наряду с высокой твердостью обладают повышенны-

ми прочностными характеристиками. Такое сочетание свойств позволяет рекомендовать их для изготовления деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания, в частности рабочих органов для размола фуражного зерна и приготовления комбикормов.

Обычно при производстве рассыпных и гранулированных комбикормов используют молотковые дробилки и установки для гранулирования (прессы, измельчители и просеиватели). Дробление и измельчение в технологии производства комбикормов относятся к важнейшим операциям, поскольку крупность частиц и равномерность измельчения отдельных компонентов определяют активность использования животными питательных веществ, содержащихся в исходном сырье. Кроме того, важное значение имеет эффективность работы дробильного и измельчающего оборудования, поскольку на эти операции потребляется до 70 % общего расхода электроэнергии.

Одним из основных рабочих органов молотковых дробилок всех конструкций является вращающийся ротор, состоящий из валиков, на которых размещается 15...45 молотков в свободно подвешенном состоянии. У молотков, работающих в наиболее тяжелых условиях, быстро истираются рабочие кромки. Молотки представляют собой пластины прямоугольной формы толщиной 2...8 мм с двумя отверстиями. В комбикормовой промышленности применяют молотки, изготовленные из сталей 35ХГСА, 30ХГА, 35ХГС, 30ХГС и 65Г.

Износ молотков приводит к увеличению зазора между рабочей гранью и внутренней поверхностью ситового барабана и деками, что снижает эффективность помола и увеличивает расход электроэнергии на преодоление трения внутри рабочей зоны дробилки. Одновременно в связи с уменьшением массы молотка снижается сила удара, нарушается балансировка ротора, возникает усиленная вибрация машины, что может привести к аварии дробилки. Поэтому увеличение срока службы и производительности кормодробилок, которое определяется, в первую очередь, износостойкостью молотков, имеет важное значение при разработке новых типов дробильного и измельчающего оборудования для кормопроизводства.

Для решения этой актуальной проблемы была предложена новая конструкция молотка (рис. 5), представляющая собой стальной корпус, рабочие грани которого армированы вставками из сплава КХЖ70 [10]. Износостойкие вставки сначала крепили на корпусе молотка припоем на основе меди. Однако натурные испытания молотков такой конструкции показали, что при работе в экстремальных условиях (попадание инородных тел в рабочую камеру дробилки) эти вставки часто отделялись от корпуса молотка, что

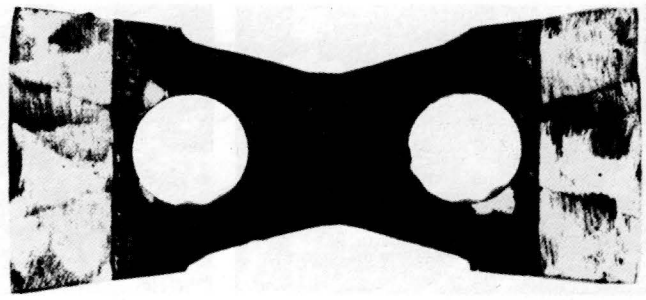


Рис. 5. Молоток кормодробилки, армированный вставками из сплава КХЖ70

могло привести к серьезным повреждениям ротора и ситового барабана. Поэтому был разработан способ крепления вставок с помощью электросварки в среде углекислого газа. На основании результатов исследований была изготовлена опытная партия молотков, армированных путем приварки вставок к корпусу из стали Ст3. Перед испытаниями молотки со вставками из сплава КХЖ70 подвергали термообработке до получения средних значений твердости 84...85 HRA.

Производственные испытания показали, что по износостойкости молотки, армированные такими вставками, в 13 раз превосходят серийные из закаленной стали 65Г. При этом надежность крепления армирующих вставок была столь высока, что даже при попадании в рабочую зону посторонних предметов отрыва вставок не происходило. По результатам испытаний молотки, армированные сварными вставками из сплава КХЖ70, рекомендованы к использованию в составе дробилок УМКФ2 и ДБ5.

Таким образом, сплавы Cr_3C_2–Fe благодаря высоким твердости, износостойкости и свариваемости со сталью можно эффективно использовать для упрочнения, восстановления и увеличения срока службы деталей машин, механизмов и технологического оборудования, работающих в условиях абразивного изнашивания и воздействия коррозионно-активных сред. При этом срок службы быстроизнашивающихся деталей возрастает в 10...13 раз в сравнении с изделиями из закаленных сталей.

Для увеличения срока службы нефтяных скважинных насосов оказалось эффективным применение вставок седел клапанов из твердого сплава КХНФ15М. Широкие производственные испытания седел, имеющих форму колец с полусферической внутренней поверхностью, на ряде нефтепромыслов СССР показали, что по сроку службы они в 3...4 раза превосходят седла из коррозионно-стойкой стали 30Х13 и равноценны седлам из вольфрамокобальтового твердого сплава ВК8М. Использование 1 т седел из карбидохромового сплава КХНФ15М позволяет

экономить до 13 т стального проката, до 1,2 т остродефицитного вольфрама и около 0,15 т кобальта.

Таким образом, **применение безвольфрамовых твердых сплавов и слоистых порошковых износостойких материалов в виде армирующих вставок, наплавок и покрытий позволяет в 7...15 раз увеличить срок службы рабочих деталей технологической оснастки, молотков кормодробилок, седел клапанов нефтяных скважинных насосов и других быстроизнашивающихся деталей в сравнении с изделиями из углеродистых и инструментальных сталей.**

ЛИТЕРАТУРА

1. **Гаркунов Д.Н.** Триботехника: учеб. для студентов вузов. 2-е изд., пер. и доп. М.: Машиностроение, 1983. 328 с.

2. **Старосельский А.А., Гаркунов М.А.** Долговечность трущихся деталей машин. М.: Машиностроение, 1967. 394 с.

3. **Юзвенко Ю.А., Пащенко М.А.** Сплавы на основе карбида хрома для механизированной наплавки // Автоматическая сварка. 1969. № 3. С. 24–29.

4. **Новые** пути получения дуговой наплавкой композиционных слоев особо высокой износостойкости / Ю.А. Юзвенко, Е.И. Фрумин, М.А. Пащенко и др. // Автоматическая сварка. 1975. № 1. С. 49–52.

5. **Юзвенко Ю.А., Пащенко М.А., Корицкий Г.Г.** Особенности применения тугоплавких соединений для дуговой наплавки // Автоматическая сварка. 1973. № 2. С. 1–4.

6. **Цыкин Н.А.** Износостойкость твердых сплавов при абразивном изнашивании // Трение и износ. 1983. Т. 4. № 1. С. 80–85.

7. **Маслюк В.А., Напара-Волгина С.Г.** Стойкие к износу и коррозии материалы типа карбидосталей с различными матрицами // Порошковая металлургия. 1996. № 11/12. С. 108–114.

8. **Маслюк В.А., Напара-Волгина С.Г., Кудь В.К.** Спеченные композиты на основе нержавеющих сталей // Порошковая металлургия. 2000. № 11–12. С. 33–38.

9. **Клименко В.Н., Маслюк В.А.** Применение карбидохромовых сплавов в инструментальной оснастке для обработки металлов давлением // Кузн.-штамп. пр-во. 1983. № 12. С. 32–39.

10. **А.с. 1729698 СССР.** Способ изготовления слоистого материала для молотка дробильной машины / Р.З Власюк, А.И. Грабчак, В.А. Маслюк и др. (СССР). 1992. Бюл. №12.

Поздравляем научно-технический и производственный журнал "Справочник. Инженерный журнал" с 10-летним юбилеем!

Желаем коллективу и редакционному совету журнала дальнейших успехов в созидательном труде на благо Родины.

Редакция и редакционный совет журнала "Упрочняющие технологии и покрытия"

УДК 669.017:621.785

А.А. Жуков, Л.А. Щапова *(РГАТА им. П.А. Соловьева)*

Статистический анализ влияния химического состава сталей на показатели качества азотированного слоя

На основе статистического анализа литературных и производственных данных получены корреляционно-регрессионные зависимости твердости и толщины азотированного слоя стали от химического состава, что позволяет обоснованно выбирать марку стали для получения требуемых характеристик азотированного слоя.

On the basis of the statistical analysis of literary and industrial data are received correlative-regression dependences of hardness and thickness of the nitrogenized layer of steel from chemical compound that will allow most is proved to choose mark of steel for reception of required parameters of the nitrogenized layer.

Азотированию можно подвергать любые стали перлитного, ферритного, аустенитного классов для повышения твердости, износо- и коррозионной стойкости деталей. Выбор химического состава стали в каждом конкретном случае связан с требуемым комплексом свойств, а также с учетом наличия в стали элементов, которые образуют стабильные нитриды. Эти элементы должны содержаться в таком количестве, чтобы образовавшиеся нитриды обеспечили необходимое увеличение поверхностной твердости при условии экономного легирования. Однако при выборе стали разработчик зачастую полагается на производственный опыт и интуицию, так как в литературе практически отсутствуют обобщенные данные о влиянии отдельных легирующих элементов и их сочетаний на характеристики азотированного слоя.

Азотирование в основном используют для конструкционных улучшаемых сталей, легированных сильными нитридообразующими компонентами – алюминием, хромом, молибденом, ванадием и титаном.

При изучении процесса азотирования сталей большинство исследователей [1–5], как правило, уделяли внимание влиянию на характеристики азотированного слоя стали технологических факторов, а не химического состава. Однако легирующие элементы существенно влияют на поверхностную твердость и толщину азотированного слоя. Поэтому определенный научный и практический интерес представляют исследования, направленные на изучение влияния химического состава сталей на характеристики азотированного слоя.

В литературе имеются сведения о влиянии *легирующих элементов* (ЛЭ) на твердость и толщину азотированного слоя [1, 3, 8]. Но эти сведения, во-первых, не систематизированы и, во-вторых, статистически не обработаны, т.е. в настоящее время отсутствуют регрессионные зависимости, отражающие влияние химического состава стали на основные характеристики азотированного слоя.

Цель данного исследования – разработка статистических моделей для прогнозирования толщины и твердости азотированного слоя в зависимости от химического состава стали, а также для наиболее обоснованного выбора марки стали, обеспечивающего требуемые показатели азотированного слоя.

Для решения поставленной задачи были проведены анализ и обработка литературных данных [1–3]. Всего было обработано 11 систем Fe–C–ЛЭ. Содержание углерода во всех анализируемых сталях находится в пределах от 0,25 до 0,28 %. В результате была получена первичная информация о влиянии легирующих элементов на толщину h и микротвердость HV азотированного слоя (табл. 1).

Одна из главных задач этой работы – выявить характер и степень влияния легирующих элементов на толщину и микротвердость азотированного слоя. Для этого был проведен однофакторный корреляционный анализ по программе STATISTICA 6.0, результаты которого представлены в виде графических зависимостей и статистических однофакторных корреляционных уравнений (рис. 1).

С увеличением содержания в стали Mn, Cr, Si, Mo, W, Ni толщина азотированного слоя уменьшается в 1,5...2,5 раза. Алюминий оказывает сложное влияние на толщину слоя: первоначально при увеличении массовой доли Al до 2,0 % толщина слоя возрастает от 0,15 до 0,30 мм, а затем, при дальнейшем увеличении содержания Al до 6,0 %, толщина слоя уменьшается до 0,12 мм. Положительное влияние на толщину азотированного слоя оказывают ванадий и титан, которые, как известно [1, 9], наряду с алюминием являются достаточно активными нитридообразующими элементами.

Таблица 1

Исходные данные для статистического анализа

Алюминий	Вольфрам	Ванадий	Молибден	Никель	Кремний	Хром	Марганец	Титан
0,5/0,15/320	0,1/0,40/200	0,1/0,13/300	0,2/0,40/230	0,2/0,38/200	0,5/0,48/210	0,2/0,46/220	0,2/0,49/200	0,3/0,15/250
1,0/0,25/400	0,3/0,24/210	0,3/0,15/400	0,4/0,35/260	0,5/0,30/200	1,0/0,46/220	0,5/0,43/400	0,5/0,47/210	0,5/0,18/280
1,5/0,29/500	0,5/0,20/220	0,5/0,16/480	0,6/0,32/300	0,8/0,26/200	1,5/0,45/230	0,8/0,40/510	0,8/0,44/220	0,7/0,21/310
2,0/0,30/580	0,7/0,18/230	0,7/0,18/530	1,0/0,30/620	1,1/0,25/200	2,0/0,42/240	1,0/0,39/550	1,0/0,42/230	1,0/0,25/360
2,5/0,28/650	0,9/0,16/250	0,9/0,19/570	1,5/0,28/720	1,5/0,24/210	2,5/0,40/250	1,5/0,36/600	1,5/0,39/280	1,3/0,30/420
3,0/0,25/720	1,1/0,16/270	1,1/0,20/590	2,0/0,27/740	2,0/0,22/220	3,0/0,38/270	2,0/0,34/640	2,0/0,37/330	1,4/0,33/450
3,5/0,21/770	1,3/0,15/280	1,3/0,20/610	2,5/0,25/700	2,5/0,21/230	4,0/0,34/290	2,5/0,32/650	2,5/0,35/380	1,5/0,35/470
4,0/0,18/800	1,5/0,15/310	1,5/0,21/620	3,0/0,24/640	3,0/0,21/240	5,0/0,32/320	3,0/0,31/660	3,0/0,34/430	2,0/0,60/740
4,5/0,16/830	1,7/0,14/330	1,7/0,21/640	3,5/0,23/600	4,0/0,21/250	6,0/0,28/340	3,5/0,30/660	3,5/0,34/470	2,3/0,53/810
5,0/0,14/850	1,9/0,13/350	1,9/0,22/650	4,0/0,22/570	5,0/0,21/260	8,0/0,22/380	4,0/0,29/660	4,0/0,33/520	2,5/0,51/830
5,5/0,12/860	2,0/0,14/360	2,1/0,23/650	4,5/0,21/540	5,5/0,21/250	9,0/0,20/400	4,5/0,29/670	4,5/0,34/560	3,0/0,50/880

Примечание. Через косую черту указаны массовая доля элемента, толщина азотированного слоя h, мм, и его микротвердость HV ($P = 10$ Н) соответственно.

Как видно по рис. 1, все исследуемые ЛЭ положительно влияют на твердость азотируемого слоя, особенно Al, Cr, Mn, Mo (до 2,0 %), V, Ti.

Для оценки степени влияния ЛЭ на показатели азотированного слоя были рассчитаны парные коэффициенты корреляции r (табл. 2).

Коэффициенты корреляции являются показателями тесноты связи. Отрицательные значения коэффициента корреляции указывают на обратную связь, а положительные – на прямую. Необходимо отметить, что само по себе значение коэффициента корреляции, даже близкое к единице, не является доказательством наличия причинно-следственной связи между изучаемыми явлениями. Оно характеризует лишь меру корреляции между признаками. Причинно-следственная зависимость устанавливается в процессе анализа качественной природы явлений.

Анализ графических зависимостей, приведенных на рис. 1, позволяет определить массовую долю легирующего элемента для достижения максимально возможной или необходимой толщины и микротвердости азотированного слоя.

Можно отметить, что и на толщину, и на микротвердость существенное влияние оказывают наиболее сильные нитридообразующие элементы. В связи с этим представляет интерес изучить их влияние на конкретных сталях, для которых исследуемые параметры формируются в результате совместного влияния имеющихся в стали легирующих элементов.

Поскольку характер и степень влияния ЛЭ могут быть различными (см. табл. 2), полученные однофакторные корреляционные уравнения оказываются недостаточными для решения задач применительно к конкретным сложнолегированным сталям. Поэтому

Таблица 2

Парные коэффициенты корреляции толщины и микротвердости азотированного слоя от содержания ЛЭ

Легирующий элемент	Al	Si	V	Cr	Mo	W	Ni	Ti	Mn
$r_{ЛЭ-h}$	0,99	–0,99	0,99	–0,99	–0,99	–0,98	–0,97	0,95	–0,92
$r_{ЛЭ-HV}$	0,99	0,99	0,99	0,96	0,97	0,98	0,96	0,98	0,99

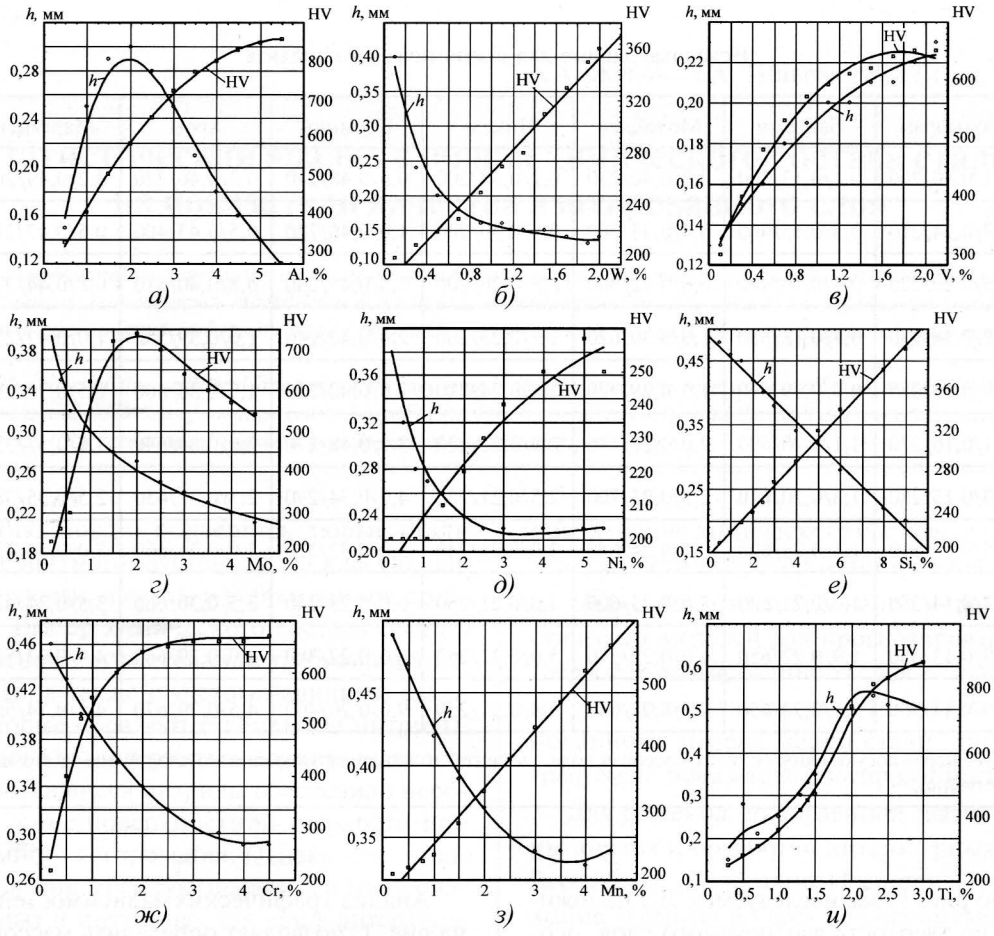


Рис. 1. Зависимости толщины *h* и микротвердости HV азотированного слоя сталей от массовой доли легирующих элементов: *а* – алюминий (h = 0,024 + 0,319·(Al) – 0,111·(Al)^2 + 0,0103·(Al)^3; HV = 198,78 + 232,80·(Al) – 20,466·(Al)^2); *б* – вольфрам (h = = 0,445 – 0,722·(W) + 0,569·(W)^2 – 0,144·(W)^3; HV = 178,423 + 87,279·(W)); *в* – ванадий (h = 0,125 + 0,0839·(V) – 0,0175·(V)^2; HV = = 282,421 + 412,587·(V) – 116,259·(V)^2); *г* – молибден (h = 0,301 – 0,132·lg(Mo); HV = 7,005 + 827,894·(Mo) – 294,63·(Mo)^2 + + 30,477·(Mo)^3); *д* – никель (h = 0,389 – 0,174·(Ni) + 0,0523·(Ni)^2 – 0,00487·(Ni)^3; HV = 188,3 + 19,43·(Ni) – 1,2472·(Ni)^2); *е* – кремний (h = 0,489 – 0,0336·(Si); HV = 197,404 + 23,025·(Si)); *ж* – хром (h = 0,469 – 0,0861·(Cr) + 0,0104·(Cr)^2; HV = 147,070 + + 559,0985·(Cr) – 194,481·(Cr)^2 + 21,4963·(Cr)^3); *з* – марганец (h = 0,509 – 0,0959·(Mn) + 0,013·(Mn)^2; HV = 158,030 + + 89,007·(Mn)); *и* – титан (h = 0,253 – 0,273·(Ti) + 0,358·(Ti)^2 – 0,0802·(Ti)^3; HV = 346,009 – 363,593·(Ti) + 448,416·(Ti)^2 – 89,214·(Ti)^3)

были построены многофакторные регрессионные модели, учитывающие одновременное влияние легирующих элементов на указанные параметры.

Для статистического анализа этого влияния использовали стали разного состава из работ [7, 8, 10]. Во всех исследуемых сталях было принято постоянное содержание S и P – не более 0,03 %; массовая доля Si и Mn составляла 0,25...0,45 %. Химический состав сталей, различающихся по содержанию легирующих элементов, а также углерода, приведен в табл. 3.

Перед азотированием образцы из исследуемых сталей подвергают закалке и высокому отпуску в целях упрочнения и повышения ударной вязкости сердцевины детали. Азотирование проводили при температуре t = (550±10) °С и длительности выдержки τ = 25 ч.

По программе STATISTICA 6.0 с использованием принципа пошагового исключения незначимых факторов были получены линейные и нелинейные регрессионные модели, которые представлены в табл. 4. Кроме того, приведены показатели качества этих моделей: множественный коэффициент корреляции R и показатель адекватности моделей – критерий Фишера F ($F_р$ и $F_т$ – расчетное и табличное [11] значения F).

На основе анализа показателей качества полученных регрессионных моделей R, F (см. табл. 4) установлено, что нелинейные модели адекватно и достаточно точно отражают влияние исследуемых элементов на толщину и микротвердость азотированного слоя.

На примере стали 38ХМЮА на рис. 2 показаны контурные графики поверхностей отклика, отражаю-

Таблица 3

Химический состав исследуемых сталей и значения толщины *h* и микротвердости HV азотированного слоя

Номер п/п	Марка стали	Массовая доля элемента, %									*h*, мм	HV
		Mn	Si	V	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	C		
1	38ХМЮА	0	0,45	0	1,65	0	0,25	0	1,10	0,42	0,50 0,55	950 1000
2	40ХНМА	0,80	0	0	0,90	1,65	0,25	0	0	0,44	0,35 0,40	650 680
3	25Х2Н2МФ	0,38	0,27	0,10	1,02	3,02	0,52	0,09	0	0,29	0,50 0,55	830 850
4	25Х3Н3МФ	0,38	0,26	0,14	3,40	3,02	0,6	0	0	0,28	0,40 0,45	780 802
5	18Х2Н4ВА	0,55	0,37	0	1,65	4,40	0,4	0	0	0,20	0,30 0,35	600 620
6	30ХН4Ю	0,35	0,36	0	1,55	3,85	0	0	2,00	0,32	0,30 0,37	1000 1050
7	30Х2Ю	0,50	0,40	0	1,80	0	0	0	0,80	0,43	0,42 0,45	900 930
8	20Х3МВФА	0,50	0,37	0,85	3,30	0,50	0,55	0	0	0,20	0,30 0,35	600 670
9	30ХТ2М	0	0,28	0	1,41	0	0,53	2,40	0	0,29	0,43 0,45	900 1000
10	30ХТ2Н3Ю	0	0,27	0	1,27	4,00	0	2,18	0,20	0,29	0,35 0,38	1000 1050
11	30ХН4Ю4МА	0	0,26	0	0,4	3,95	0,64	0	3,95	0,32	0,28 0,30	950 1032

Таблица 4

Многофакторные регрессионные модели толщины *h* и микротвердости HV азотированного слоя на сталях

Модель	Регрессионное уравнение	Показатели качества модели*
Линейная	$h = 0{,}437 - 0{,}023\cdot(C) + 0{,}034\cdot(V) - 0{,}017\cdot(Al) + 0{,}032\cdot(Ti) - 0{,}025\cdot(Cr) - 0{,}004\cdot(Ni)$, мм	$R = 0{,}836$; $F_p = 2{,}5 \le F_т\,(0{,}95; 6; 17) = 2{,}9$
	$HV = 546{,}82 + 80{,}30\cdot(C) + 104{,}63\cdot(V) + 122{,}54\cdot(Al) + 107{,}60\cdot(Ti) + 19{,}50\cdot(Mo) + 70{,}0\cdot(Cr)$	$R = 0{,}726$; $F_p = 3{,}44 \le F_т\,(0{,}99; 5; 17) = 4{,}56$
Нелинейная	$h = 0{,}86 - 5{,}500\cdot(C) + 3{,}440\cdot(C)^2 + 0{,}880\cdot(V) - 487{,}0\cdot(V)^2 - 0{,}019\cdot(Al) + 0{,}0007\cdot(Al)^2 + 0{,}150\cdot(Ti) - 0{,}034\cdot(Cr) + 0{,}014\cdot(Cr)^2 - 0{,}010\cdot(Ni) + 0{,}0006\cdot(Ni)^2$, мм	$R = 0{,}890$; $F_p = 1{,}3 \le F_т\,(0{,}95; 6; 17) = 2{,}9$
	$HV = -713{,}7 + 7974{,}70\cdot(C) - 11\,544{,}90\cdot(C)^2 + 95{,}12\cdot(V) - 31{,}56\cdot(V)^2 + 120{,}0\cdot(Al) - 20{,}30\cdot(Al)^2 + 270{,}07\cdot(Ti) - 209{,}0\cdot(Mo) + 114{,}40\cdot(Mo)^2 + 226{,}20\cdot(Cr) - 39{,}90\cdot(Cr)^2$	$R = 0{,}915$; $F_p = 3{,}15 \le F_т\,(0{,}99; 6; 17) = 4{,}56$

*В скобках указаны значения P, F_1 и F_2.

щие влияние количества алюминия и хрома на микротвердость и толщину азотированного слоя. Изолинии на графиках соответствуют определенному значению HV и *h*, поэтому позволяют определить необходимое содержание ЛЭ для обеспечения требуемых характеристик азотируемого слоя.

Например, для получения микротвердости 1000 HV на рис. 2, *а* в оптимальной области, т.е. на

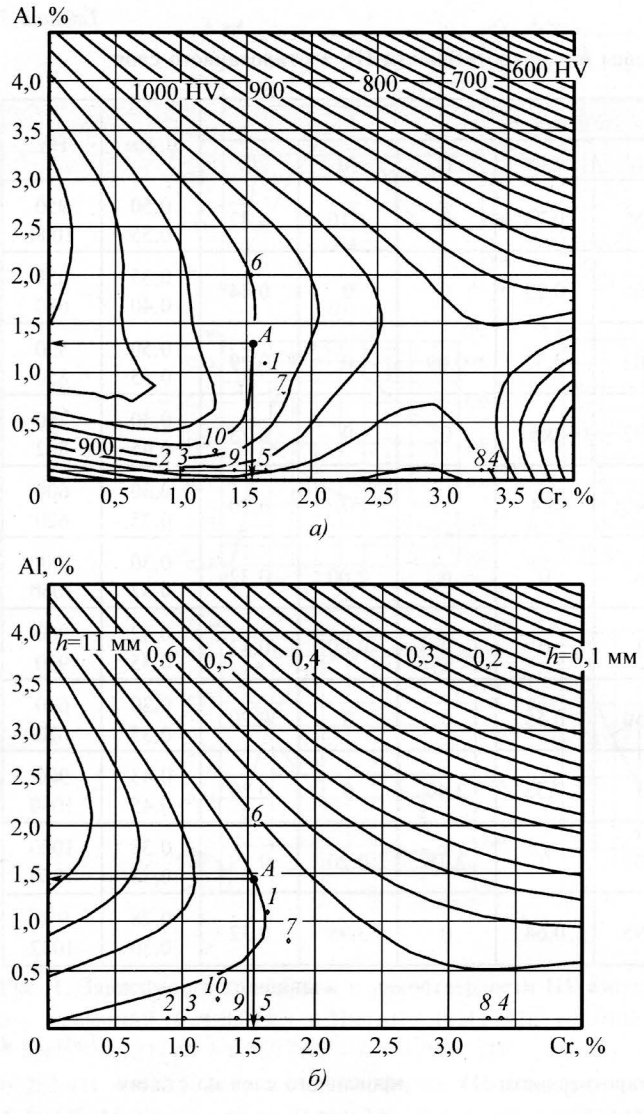


Рис. 2. Контурные графики микротвердости HV (*а*) и толщины *h* (*б*) азотированного слоя в зависимости от массовой доли хрома и алюминия в стали

участке перегиба изолиний, соответствующих требуемому значению HV, отмечаем точку *A*. Согласно ее координатам определяем необходимое содержание Cr ≈ 1,6...1,7 % и Al ≈ 1,3...1,4 %.

По рис. 2, *б* видно, что установленное содержание Cr и Al обусловливает положение точки *A* на изолиниях, соответствующих толщине слоя h = 0,6...0,65 мм.

Таким образом, предложена статистическая методика оценки толщины азотированного слоя и микротвердости поверхности с учетом влияния легирующих элементов сталей на эти показатели.

Практическая значимость представленной работы заключается в возможности использования полученных статистических зависимостей для прогнозирования характеристик азотированного слоя в зависимости от марки стали, а также для выбора наиболее эффективного химического состава, т.е. соответствующей марки стали, для обеспечения требуемых твердости и толщины слоя (при соответствующих режимах).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.

2. **Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г.** М.: Наука и технологии, 2002. 519 с.

3. **Лахтин Ю.М., Дубинин Г.Н.** Химико-термическая обработка стали и сплавов металлов. М.: Машиностроение, 1969. 151 с.

4. **Производство** зубчатых колес газотурбинных двигателей / Ю.С. Елисеев, В.В. Крымов и др. М.: Высш. шк., 2001. 483 с.

5. **Новые** идеи о механизме образования структуры азотированных сталей / С.А. Герасимов, А.В. Жихарев и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 1. С. 13–17.

6. **Ионная** химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т.А. Панайоти. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 400 с.

7. **Химико-термическая** обработка и защитные покрытия в авиадвигателестроении / Ю.С. Елисеев и др. М.: Высш. шк., 1999. 395 с.

8. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Новые стали и сплавы в машиностроении. М.: Машиностроение, 1976. 223 с.

9. **Минкевич А.Н.** Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1965. 465 с.

10. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Прогрессивные методы термической и химико-термической обработки. М.: Машиностроение, 1972. 184 с.

11. **Большев Л.Н., Смирнов Н.В.** Таблицы математической статистики. М.: Наука, 1983. 416 с.

Указатель статей, опубликованных в 2006 году

Блюменштейн В.Ю., Маркус Л.И., Земсков В.А. Научная школа В.М. Смелянского ..... № 2

Общие вопросы упрочнения

Михайлов А.Н., Михайлова Е.А. Общая классификация вакуумных ионно-плазменных покрытий на внутренних цилиндрических поверхностях изделий машиностроения ..... № 7

Хромов В.Н., Коренев В.Н. Технология подготовки поверхности деталей перед газопламенным напылением ..... № 9

Цыганов В.С., Кондаков А.И. Количественные характеристики технологических воздействий при изготовлении деталей ..... № 6

Шандров Б.В., Моргунов Ю.А., Земсков В.А. Подготовка специалистов в области упрочняющих технологий и покрытий на кафедре "Технология машиностроения" МГТУ "МАМИ" ..... № 2

Механическая упрочняющая обработка

Бабичев А.П., Мотренко П.Д., Пастухов Ф.А., Самадуров В.А., Чучукалов А.П. Повышение циклической прочности деталей из алюминиевых сплавов путем предварительного нагружения и вибронаклепа ..... № 12

Бабичев А.П., Пастухов Ф.А., Мотренко П.Д., Чучукалов А.П. Анализ технологических схем виброударной упрочняющей обработки длинномерных деталей ..... № 5

Волков Д.И., Гущин А.Ю. Определение параметров поверхностного слоя при упрочнении микрошариками ..... № 11

Зверовщиков В.З., Нестеров С.А. Объемная упрочняющая обработка поверхностей деталей в контейнерах с планетарным вращением ..... № 4

Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Технологические возможности статико-импульсной обработки ..... № 8

Лазарев Е.К. Методы упрочнения полимерных подпятников керновых опор электроизмерительных приборов ..... № 5

Лебедев В.А., Дьяченко Е.А., Стрельцова И.П. Повышение эффективности виброударной обработки на основе моделирования динамических характеристик процесса ..... № 9

Лебедев В.А., Мищенко Р.А., Стрельцова И.П. Прогнозирование влияния динамических методов ППД на улучшение эксплуатационных свойств деталей ..... № 10

Лебедев В.А., Стрельцова И.П. Закономерности формирования и упрочнения поверхностного слоя динамическими методами ППД ..... № 7

Лебедев В.А., Стрельцова И.П. Оценка производительности динамических методов ППД ..... № 5

Сабиров Р.М., Жернаков В.С. Экспериментальное исследование циклической трещиностойкости заклепочных соединений, упрочненных механической обработкой ..... № 1

Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э. Исследование эксплуатационных характеристик деталей после отделочно-упрочняющей центробежно-ротационной обработки ..... № 1

Отений Я.Н. Влияние параметров деформирующих роликов на геометрию контакта и глубину упрочнения при обработке ППД валов и отверстий ..... № 4

Отений Я.Н. Кинематика точек поверхности детали при упругопластическом деформировании роликом ..... № 5

Отений Я.Н. Сравнительный анализ определения глубины упрочнения при поверхностном пластическом деформировании по различным методикам ..... № 3

Павленко Д.В., Гончар Н.В. Модель релаксации остаточных напряжений в поверхностном слое деталей из сплава ХН73МБТЮ-ВД, упрочненных ППД ..... № 9

Попов М.Е. Упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием осциллирующим инструментом ..... № 11

Степанов Ю.С., Катунин А.В., Самойлов Н.Н., Катунин А.А. Поверхностное пластическое деформирование неполной сферы охватывающим кольцевым инструментом ..... № 11

Фирсов А.М., Беляев В.Н. Обработка прерывистых поверхностей методом поверхностного пластического деформирования ..... № 6

Цейтлин В.И., Волков В.И. Пневмодробеструйное упрочнение ..... № 7

Термическая обработка

Александров А.Ю., Воронин Р.П., Воронин П.В. Способы получения высокопрочных тонкостенных изделий точных геометрических размеров из мартенситно-стареющих сталей ..... № 4

Домбровский Ю.М., Лавриченко В.В. Высокопрочный композит на базе доэвтектоидной стали ..... № 1

Еремин А.И., Ефанов А.А., Попова Н.В., Барсукова О.В. Особенности термической обработки инструментов и деталей в точном приборостроении ..... № 11

Клименко С.А., Милевский С.В., Дутка В.А. Упрочнение поверхности деталей дискретной термической обработкой ..... № 1

Пустовойт В.Н., Домбровский Ю.М., Лавриченков В.В. Фазовый состав естественного ферритно-мартенситного стального композита ..... № 3

Обработка концентрированными потоками энергии

Бондарь А.В., Смоленцев Е.В. Криогенно-эрозионное упрочнение металлических изделий ..... № 4

Бровер А.В. Проявление эффектов локальной пластической деформации в поверхностных слоях стали при обработке концентрированными потоками энергии .... № 7

Бровер А.В., Пустовойт В.Н., Магомедов М.Г. Лазерное упрочнение штампового инструмента для пробивки отверстий в машинных иглах ..... № 10

Ломанов А.Н., Семенов Э.И. Математическая модель магнетронной распылительной системы, характеризующая зависимость между скоростью распыления материала и интенсивностью линий спектра плазмы ..... № 12

Пайкин А.Г., Шулов В.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И., Крайников А.В., Львов А.Ф., Теряев А.Д. Кратерообразование на поверхности деталей из жаропрочной стали 15Х16К5Н2МВФАВ-Ш при облучении сильноточными импульсными электронными пучками ..... № 10

Семенцев А.М. Выбор режимов лазерной термообработки сталей различных классов ..... № 9

Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Лаврухин Д.В., Петржик М.И. Особенности импульсного лазерного осаждения антифрикционных тонкопленочных покрытий $MoSe_x$ в инертном газе ..... № 7

Химическая, химико-термическая и электрохимическая обработка

Александров А.Ю., Спирин Р.В. Кластерное хромирование как метод защиты материала высоконагруженных деталей ..... № 10

Клюев В.Н., Григорьев Е.В., Мнацаканян В.У. Исследование влияния параметров процесса карбонитрации на толщину диффузионного слоя ..... № 1

Коган Я.Д., Ешкабилов Х.К. Оксиазотирование металлических изделий ..... № 6

Рахимянов Х.М., Еремина А.С. Цементация низкоуглеродистой стали при нагреве в электролитах ..... № 3

Ситкевич М.В., Старовойтова Е.М. Диффузионное насыщение стальных деталей элементами комплекса B–Si, B–C–N в порошках и обмазках без использования специального оборудования ..... № 11

Тарасов А.Н., Иванова И.А., Павловский Н.Р. Высокотемпературная нитроцементация деталей и оснастки из легированных сталей в легкой промышленности ..... № 12

Методы нанесения функциональных покрытий

Амброза П., Каваляускене Л. Свойства конструкционной стали, наплавленной порошком ВК8 ..... № 12

Басинюк В.Л., Мардосевич Е.И., Коломейченко А.В., Титов Н.В. Улучшение антифрикционных свойств МДО-покрытий за счет нанесения на их поверхность слоев из меди и ее сплавов ..... № 4

Белоцерковский М.А., Прядко А.С. Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами ..... № 12

Болотов А.Н., Новиков В.В., Новикова О.О. Применение микродугового оксидирования для получения керамического алмазосодержащего материала ..... № 3

Гадалов В.Н., Болдырев Ю.В., Иванова Е.В., Алехин Ю.Г. Износо- и коррозионно-стойкие электроискровые покрытия из эвтектических сплавов на стали 30ХГСА ..... № 1

Гончаров В.С., Гончаров М.В., Бабенко Н.Г. Защита топлосетей от коррозии ..... № 7

Гречихин Л.И., Иващенко С.А., Голушко В.М. Кинетика формирования вакуумно-плазменных покрытий на диэлектрических материалах ..... № 8

Гречкин Д.Н., Краснов Ю.И., Семеноженков В.С. Контактно-дуговой метод повышения износостойкости деталей ..... № 6

Кондратьев А.И., Кочетова И.В., Химухин С.Н. Построение математической модели процесса электроискрового легирования ..... № 8

Кузнецов Ю.А., Митюрева Н.В. Особенности механической обработки деталей из алюминиевых сплавов, упрочненных микродуговым оксидированием ..... № 9

Кусков В.Н. Формирование структуры оксидного покрытия на алюминиевом сплаве катодно-анодными микроразрядами в электролите ..... № 11

Кусков В.Н., Крылов А.П., Андрианова Л.И. Расчетно-экспериментальная методика обеспечения заданного состава металла при электродуговой наплавке ..... № 9

Малышев В.Н. Оптимизация процесса формирования износостойких керамических покрытий методом микродугового оксидирования ..... № 9

Малышев В.Н., Зорин К.М. Формирование керамических покрытий методом микродугового оксидирования в электролитах-суспензиях ..... № 11

Нафиков М.З. Формирование сплошного металлопокрытия при электроконтактной наплавке валов ..... № 9

Неровный В.М. Ремонт деталей газовых турбин дуговой пайкой и наплавкой в вакууме ..... № 8

Новиков А.С., Пайкин А.Г., Шулов В.А. Получение, свойства и перспективы применения MAX-материалов на основе титана ..... № 11

Петришин Г.В., Пантелеенко Е.Ф., Пантелеенко А.Ф. Диффузионно-легированный стальной порошок для магнитно-электрического упрочнения ..... № 4

Погонышев В.А., Романеев Н.А. Технологические способы повышения износостойкости поверхностей трения вследствие улучшения их демпфирующих свойств ..... № 1

Смелянский В.М., Шандров Б.В., Морозов Е.М. Форма импульса тока при микродуговом оксидировании ... № 2

Фархшатов М.Н. Повышение износостойкости покрытий при восстановлении деталей ..... № 6

Обработка комбинированными методами

Басинюк В.Л., Хромов В.Н., Коломейченко А.В., Титов Н.В. Повышение износостойкости подшипников скольжения за счет их упрочнения МДО с последующим нанесением антифрикционного покрытия ..... № 8

Блюменштейн В.Ю., Махалов М.С. Влияние режимов размерного совмещенного обкатывания на механическое состояние поверхностного слоя ..... № 5

Блюменштейн В.Ю., Махалов М.С. Механика поверхностного слоя при обработке размерным совмещенным обкатыванием ..... № 2

Бойко Н.И., Хачкинаян А.Е., Санамян Г.В. Исследование технологических параметров процесса обкатывания роликами наплавленного металла ..... № 10

Ведерникова И.И., Егоров С.А., Мутовкин И.Ф. Повышение долговечности прядильных камер пневмомеханических прядильных машин ..... № 12

Гадалов В.Н., Горякин И.М., Болдырев Ю.В. Исследование электроискровых покрытий на порошковом титановом сплаве ..... № 10

Галкин В.В., Кошелев О.С., Пачурин Г.В. Механические свойства стального рессорного листа после прокатки на клин ..... № 6

Жачкин С.Ю. Нанесение размерных композитных хромовых покрытий методом гальваноконтактного осаждения ..... № 7

Иванов В.В., Юрчук Г.Г. Цинкование в условиях виброобработки ..... № 9

Камышанченко Н.В., Ковалева М.Г., Колпаков А.Я., Поплавский А.И., Маслов А.И. Влияние дозы облучения ионами титана на износостойкость углеродного покрытия ..... № 3

Клюев В.Н., Григорьев Е.В., Мнацаканян В.У. Применение комбинированных покрытий для повышения износостойкости деталей текстильных машин ..... № 3

Ковалев А.П., Пискарев А.С. Упрочнение поверхностного слоя деталей из титановых сплавов при газонасыщении после предварительного легирования ..... № 12

Колеватов В.В. Повышение несущей способности покрытий на титановых сплавах с помощью предварительного упрочнения ППД ..... № 2

Коломейченко А.В., Титов Н.В. Повышение износостойкости внутренних цилиндрических поверхностей деталей машин при использовании комбинированной технологии микродугового оксидирования и нанесения медного слоя ..... № 7

Любимов В.В., Витальский Д.В., Иванов А.В., Протопопов А.А. Повышение качества поверхности инструментов ионно-вакуумными методами ..... № 7

Малышев В.Н. Формирование износостойких покрытий на черных металлах и сплавах методом микродугового оксидирования ..... № 12

Мамонов А.В. Влияние электромеханической обработки на физико-механические свойства поверхностного слоя и эксплуатационные характеристики винтов домкратов ..... № 9

Маслов Л.Н., Шаврин О.И., Дементьев В.Б. Анализ методов повышения характеристик работоспособности деталей, работающих в присутствии свободного абразива ..... № 1

Пудов В.И., Соболев А.С., Драгошанский Ю.Н. Модифицирование быстрорежущей стали термомагнитной обработкой ..... № 6

Соколов Г.Н., Цурихин С.Н., Лысак В.И., Тескер Е.И. Структура и износостойкость наплавленного металла на основе алюминида никеля γ'-Ni_3Al, обработанного лазерным излучением ..... № 6

Сухочев Г.А., Бондарь А.В., Смоленцев В.П. Новые технологические методы повышения показателей качества деталей турбоагрегатов упрочняющей обработкой ..... № 3

Точило В.С. Контроль и управление процессом термомеханической обработки ..... № 1

Фархшатов М.Н. Упрочнение восстановленных деталей машин поверхностным пластическим деформированием ..... № 8

Перспективное оборудование и системы автоматизации

Камышанченко Н.В., Ковалева М.Г., Колпаков А.Я., Поплавский А.И. Влияние величины заряда емкостного накопителя на процесс абляции графита в импульсном вакуумно-дуговом разряде ..... № 5

Михайлов А.Н., Михайлова Е.А., Михайлов В.А., Гришин Г.А. Производительность технологических систем для напыления вакуумных ионно-плазменных покрытий на внутренние цилиндрические поверхности изделий ..... № 8

Михайлова Е.А. Особенности нанесения вакуумных ионно-плазменных покрытий на внутренние поверхности изделий машиностроения ..... № 4

Панфилов Ю.В. Модернизация вакуумного оборудования микроэлектроники для нанесения упрочняющих покрытий ..... № 1

Контроль качества упрочняющей обработки

Алтынбаев А.К., Иваненков И.А., Саушкин Б.П. Повышение качества поверхностного слоя при обработке отверстий малого диаметра в деталях из жаропрочных сплавов ..... № 8

Арисова В.Н., Трыков Ю.П., Трудов А.Ф., Пономарева И.А. Структура и свойства биметалла из сталей 50Х15М2Ф и 09Г2С после технологических переделов ..... № 12

Безъязычный В.Ф., Любимов Р.В., Аверьянов И.Н., Кононенко В.К., Драпкин Б.М., Тимофеев М.В., Прокофьев М.А. Влияние силового воздействия на качество поверхностных слоев металлических материалов ..... № 4

Березин Е.К., Родюшкин В.М. Методы ультразвукового контроля качества материалов со сложной структурой ..... № 5

Бровер А.В. Эффекты структурно-энергетической приспосабливаемости поверхностно термоупрочненной стали при трении ..... № 5

Витальский Д.В. Исследование износостойкости ионно-модифицированных поверхностей алюминиевых сплавов ..... № 12

Вячеславова О.Ф. Современные технологии обработки материалов в свете теории фракталов и ее практического приложения ..... № 2

Галкина М.Е., Колпаков А.Я., Суджанская И.В., Сафронова О.В. Модифицирование поверхности кремния легированными углеродными покрытиями нанометровой толщины ..... № 10

Гончаров В.С., Федоров А.В., Федоров В.В. Универсальный численный метод расчета параметров взаимодействия компонентов в диффузионных покрытиях и соединениях ..... № 12

Гущин А.Н., Пачурин Г.В. Анализ закономерностей усталостного разрушения сварных соединений из титана по изменению относительной стрелы прогиба образца ..... № 5

Девойно Ю.О., Авсиевич А.М., Подвигин А.С., Кардаполова М.А., Ярошевич В.К. Влияние технологии формирования плазменных покрытий из порошка высокохромистого чугуна на их физико-механические характеристики ..... № 11

Егоров С.А. Повышение износостойкости деталей прядильного оборудования электроэрозионным упрочнением ..... № 11

Иванов А.Г. Контроль качества покрытий деталей машин в механизмах с автоматической балансировкой ротора ..... № 1

Ишин Н.Н., Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Гоман А.М. Исследование виброакустических характеристик конических зубчатых передач с покрытием ..... № 11

Кречетов А.А. Накопление деформации и исчерпание запаса пластичности на стадии циклической долговечности ..... № 2
Криони Н.К. Твердые смазочные покрытия и методы оценки их триботехнических свойств ..... № 3
Кузнецов Ю.А., Кулаков К.В., Батищев А.Н., Ферябков А.В. Разработка модели гидроабразивного изнашивания деталей с оксидно-керамическим покрытием, полученным микродуговым оксидированием ..... № 3
Лебедев Е.И., Соколов Г.Н., Зорин И.В., Лысак В.И., Цурихин С.Н. Исследование высокотемпературных свойств наплавленного металла методом склерометрии ..... № 1
Матлин М.М., Мосейко В.О., Мосейко В.В. Механика силового контактного взаимодействия дроби с поверхностью упрочняемой детали ..... № 10
Меркулова Н.С., Иванова Т.О., Гринченко М.И. Совершенствование средств контроля поверхностных остаточных напряжений и их метрологическая аттестация ..... № 3
Мирошин И.В., Останин О.А. Оценка взаимосвязей параметров механического состояния металла с сигналами акустической эмиссии ..... № 2
Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Киселев Г.А. Трибологические свойства алмазоподобных углеродных покрытий, сформированных на стали ионно-ассистированным осаждением из импульсной лазерной плазмы ..... № 6
Павлинич С.П., Смыслов А.М., Селиванов К.С. Повышение эксплуатационных свойств лопаток из титанового сплава ВТ6 ионно-имплантационным и вакуумно-плазменным модифицированием поверхности ..... № 8
Пачурин Г.В., Гущин А.Н. Долговечность сварных соединений на воздухе и в коррозионных средах ..... № 4
Семенов Э.И., Гусаров А.В., Семенова С.Э., Истомин А.С., Ломанов А.Н., Паутов И.Ю., Швалев Н.А. Контроль параметров тонких пленок, защитных покрытий и технологического процесса их нанесения в вакууме ..... № 6
Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В. Механизм разрушения износостойких покрытий режущего инструмента в процессе резания ..... № 6
Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Киселев Г.А. Трибологические свойства твердосмазочных покрытий на основе легированного диселенида вольфрама ..... № 10
Фроленков К.Ю., Шоркин В.С., Ростовцев Н.М., Фроленкова Л.Ю., Раменская С.М. Контроль дефектности тонкопленочных вакуумных конденсатов ..... № 8
Хейфец М.Л., Точило В.С. Повышение надежности двигателей при использовании системы управления качеством ремонтного предприятия ..... № 3
Хромов В.Н., Коломейченко А.В., Чернышов Н.С. Исследование пористости МДО-покрытий на поверхностях деталей из сплава АК9ч, восстановленных пайкой припоем ПА-12 ..... № 7
Шевченко С.М., Пачурин Г.В., Сахарова В.Н. Поверхностное упрочнение сталей металлоорганическими соединениями хрома в целях повышения жаропрочности ..... № 7

Информация. Производственный опыт

Дереговский А.Г. Результаты расчета напряжений в вершине острой режущей кромки ..... № 12
Макеев Р.И., Толкачев А.В. Виброполировальная обработка в современном технологическом процессе ..... № 4
Мельников П.С. Подготовка поверхности деталей из алюминия и его сплавов перед нанесением покрытия ... № 5
Петухов В.А. Измерение твердости тонких изделий по Супер-Роквеллу ..... № 8
Хейфец М.Л. Моделирование термодинамически неустойчивых процессов при механической упрочняющей обработке конструкционных материалов и покрытий ..... № 2
Шеховцева Е.В. Методы повышения износостойкости зубчатых колес ..... № 4

Нормативно-технические документы

Безопасность лакокрасочных материалов. Термины и определения. ГОСТ Р 52362–2005 ..... № 7
Краски и лаки. Термины и определения. ГОСТ 28246–89 ..... № 9
Металлы и сплавы. Метод измерения твердости на пределе текучести вдавливанием шара. ГОСТ 22762–77 ..... № 5

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение-1".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Погорелова Т.Н.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 26.10.06 г. Подписано в печать 18.12.06 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,82. Заказ 43. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в Подольской типографии – филиале ОАО "ЧПК", 142110, Подольск, ул. Кирова, д. 15