ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (33)
Сентябрь
2007

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
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
И.В. СИНЦОВА
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.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Гнедовец А.Г., Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Мацнев Н.П. Компьютерное моделирование роста тонкопленочных покрытий, сформированных импульсным лазерным осаждением при разных давлениях инертного газа 3

Муравьев В.И., Физулаков Р.А., Череповский П.В., Логвинов О.П. Особенности формирования поверхности реза титановых сплавов лазерным излучением 10

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Анкудимов Ю.П., Анкудимов П.Ю., Калмыкова Н.А. Вибродеформационная активация процесса диффузионного цинкования 18

Камышанченко Н.В., Кузьменко Н.И., Роганин М.Н., Неклюдов И.М. Взаимосвязь прочностных свойств и параметров акустической эмиссии в аустенитной хромоникелевой стали, прошедшей механико-термическую обработку 23

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Богуслаев В.А., Кореневский Е.Я., Павленко Д.В., Бабенко О.Н. Прогнозирование и увеличение ресурса лопаток компрессора авиационных ВРД технологическими методами 28

Ковалев А.П. Оценка предельных режимов алмазного выглаживания с учетом физико-механических свойств поверхностного слоя 34

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Смоленцев В.П., Перова А.В., Бондарь А.В. Применение алюминиевых сплавов с покрытием для изготовления технологической оснастки 39

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Гальченко Н.К., Колесникова К.А., Белюк С.И. Особенности формирования вакуумных электронно-лучевых покрытий системы Ti–B–Fe и их трибологические характеристики 43

Гаджиев А.А., Чудина О.В. Технологические способы повышения механических характеристик композиционных полимерных материалов с использованием ультразвука 48

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Люлько А.В., Жмайлов Б.Б., Бровер А.В. Адаптивное проектирование и тестирование многокомпонентных композиционных материалов по симплексным диаграммам "состав–свойства" 53

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

№ 9 (33)
September
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
I.V. SINTSOVA
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

Gnedovets A.G., Fominski V.Yu., Romanov R.I., Matsnev N.P. Computer modeling of thin film coatings growth during pulsed laser deposition at various pressures of inert gas 3

Muravyev V.I., Fizulakov R.A., Cherepovskiy P.V., Logvinov O.P. Features of formation of cut surface of titanium alloys by laser radiation 10

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Ankudimov Y.P., Ankudimov P.Y., Kalmykova N.A. Vibrodeformation activation of diffusion zinc-plating process 18

Kamyshanchenko N.V., Kuzmenko I.N., Neklyudov I.M., Roganin M.N. Interrelation of mechanical properties and parameters of acoustic emission in austenitic chromium-nickel steel, which has been passed mechanical-thermal processing 23

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Boguslaev V.A., Korenevski E.Y., Pavlenko D.V., Babenko O.N. Prediction and increase in resource of the compressor blades of aviation engines technological methods 28

Kovalev A.P. Estimation of the maximum regimes of diamond burnishing taking into account the physical and mechanical properties of the surface layer 34

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Smolentsev V.P., Perova A.V., Bondar A.V. Application of aluminium alloys with coating at manufacturing of technological equipment 39

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Galchenko N.K., Kolesnikova K.A., Belyuk S.I. The features of formation of vacuum electron-beam coatings of Ti–B–Fe system and its tribotechnical characteristics 43

Gadgiev A.A., Chudina O.V. Technological ultrasonic methods of mechanical characteristics increasing of compositional polymeric materials 48

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Lyulko A.V., Zhmaylov B.B., Brover A.V. Adaptive desighning and testing of multicomponent composite materials under simplex diagrams "structure–properties" 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**

А.Г. Гнедовец *(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН),*
В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов *(Московский инженерно-физический институт),*
Н.П. Мацнев *(Московский государственный университет сервиса)*

Компьютерное моделирование роста тонкопленочных покрытий, сформированных импульсным лазерным осаждением при разных давлениях инертного газа

Показана возможность применения кинетического метода Монте-Карло для моделирования роста тонкопленочных покрытий при импульсном лазерном осаждении. Рассмотрены случаи низкотемпературного осаждения потока атомов, исключающие транспортные процессы на поверхности и в объеме растущего покрытия и различающиеся условиями падения атомов на его поверхность. В результате сравнительного анализа установлено удовлетворительное качественное совпадение характера структурообразования модельных и реальных покрытий, созданных импульсным лазерным осаждением при различных давлениях инертного газа в камере осаждения.

The opportunity of application of the kinetic Monte-Carlo method for modeling of thin-film coatings growth at pulsed laser deposition is shown. Cases of low-temperature deposition of a stream of atoms (excluding transport processes on a surface and in a volume of a growing coating) and differing by incidence conditions on its surface are considered. As a result of the comparative analysis satisfactory qualitative coincidence of the character of structure formation predicted by the model and observed in real coatings created by pulsed laser deposition at various pressures of inert gas in the deposition chamber is established.

Введение

Импульсное лазерное осаждение (ИЛО) является одним из наиболее универсальных среди физических методов формирования тонкопленочных покрытий [1]. Это свойство ИЛО обусловлено широкими возможностями испарения самых разных твердотельных материалов воздействием на них интенсивного импульсного лазерного излучения. Энергетические и пространственно-временные характеристики лазерно-инициированного потока вещества во многом зависят от параметров лазерного воздействия на материал (энергия и плотность энергии в лазерном импульсе, площадь пятна фокусировки и др.). Как правило, осаждение покрытий реализуется в результате падения на поверхность основы высокоскоростного потока атомов и ионов, обладающих достаточно узкой диаграммой углового разлета. Такие свойства лазерно-инициированного потока вещества обусловливают высокую плотность покрытий и гладкую поверхность. Негативное последствие воздействия высокоэнергетических частиц (атомов, ионов) на поверхность покрытия заключается в "самораспылении", которое может нарушать конгруэнтность переноса химического состава мишени в покрытие [2].

Снижение энергии частиц может достигаться как уменьшением интенсивности лазерного облучения мишени, так и повышением давления газа в камере для осаждения, например, путем напуска инертного газа. В случае формирования оксидных, нитридных или карбидных слоев в камеру напускаются химически активные газы (кислород, азот, углеводороды). Реализация первого способа может быть затруднена при формировании покрытия из химического соединения атомов, сильно различающихся массой. При относительно низких интенсивностях лазерного воздействия на сложные по химическому составу мишени угловые диаграммы разлета легкой и тяжелой компонент заметно различаются [2]. При реализации второго способа необходимо оптимизировать давление газа, так как при чрезмерно высоких давлениях свойства покрытий могут существенно ухудшаться [3].

При разлете лазерно-инициированного потока атомов через газ в результате столкновения атомов пара и молекул газа изменяются энергия осаждаемых частиц и угол их падения на поверхность покрытия. Энергия частиц во многом определяет эффективность процессов "самораспыления" покрытия. *Цель* представленной работы заключалась в разработке компьютерной модели, которая позволила бы выявить влияние на структурообразование покрытий таких факторов, как угол па-

дения атомов на поверхность растущего покрытия и распыление поверхности падающими атомами. Для проверки адекватности созданной модели проводили экспериментальные исследования структуры тонкопленочных покрытий $MoSe_x$, созданных ИЛО в различных вакуумных условиях. Для изменения условий разлета и осаждения лазерно-инициированного факела давление газа (аргона) в камере для осаждения повышалось от $1 \cdot 10^{-4}$ до 10 Па. Энергетические характеристики потока осаждающихся атомов изменялись за счет варьирования интенсивности лазерного облучения мишени. Пленки создавались при комнатной температуре основы, что исключало существенное влияние транспортных процессов (диффузии атомов) на их структурообразование.

Описание модели роста покрытий из осаждаемого потока атомов

В работе для моделирования роста покрытия использовали кинетический метод Монте-Карло (КМК). В этом методе моделируются движение и столкновение с поверхностью каждого отдельно взятого атома из потока осаждаемого вещества. Выбор всех возможных событий (скорости движения атома, осаждения атома на поверхность, поверхностных реакций и др.) проводится на вероятностной основе по стандартным схемам Монте-Карло. Использование метода Монте-Карло позволяет эффективно осуществлять прямое компьютерное моделирование физических систем на атомарном уровне для исследований многих технологических процессов нанесения покрытий, таких как молекулярно-лучевая эпитаксия, плазменное осаждение и травление, магнетронное напыление и др. (см. например, [4–7]).

Применительно к импульсному лазерному осаждению метод Монте-Карло использован ранее в работе [8], в которой в зависимости от давления буферного газа проведены расчеты скоростей роста, профилей и стехиометрического состава образующихся покрытий, но не рассмотрены особенности формирования нано-, микро- и макроструктуры.

Формирование модельного покрытия методом КМК проводится путем последовательной "укладки" падающих атомов осаждаемого вещества на основу – плоскую пластину (рис. 1). Для упрощения расчетов рассматривали рост покрытия на кубической пространственной решетке. В качестве физических параметров наносимого вещества использовали табличные данные для молибдена.

Рост покрытия моделируется в декартовой системе координат x, y, z (оси x, y – в плоскости основы) в области $L_x \times L_y \times L_z$ на кубической пространственной сетке с шагом h, равным межатомному расстоянию в конденсированной фазе $h = L_x/N_x$, где N_x – плотность частиц (рис. 2). Локальный угол осаждения θ отсчитывается от нормали к поверхности основы и соответствует направлению массового потока осаждаемого вещества над рассматриваемым участком покрытия. Декартова система координат $x'y'z'$ повернута относительно xyz на угол θ вокруг оси y. Скорости осаждаемых атомов $\mathbf{v}$ задаются в сферической системе координат $v\theta'\varphi'$ (угол θ' отсчитывается от оси z'; $0 \le \theta' \le \pi$; $0 \le \varphi' \le 2\pi$). Угол $\Delta\theta'$ определяет максимальные пределы изменения направлений скоростей налетающих атомов, происходящего, например, в результате процессов рассеяния в газовой фазе.

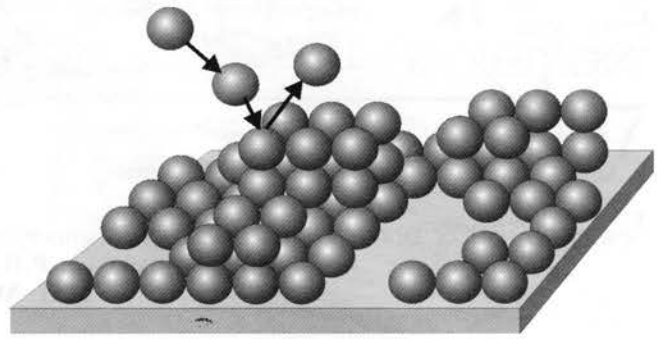


Рис. 1. Схема осаждения покрытия

В модели используются периодические граничные условия по направлениям x и y. Частица, покидающая область моделирования, например, на ее правой границе, вновь вводится в эту область с прежней скоростью и под тем же углом на левой границе (рис. 3). Высота профиля покрытия H при этом является периодической функцией координат:

$$H(x, y, t) = H(x \pm L_x, y \pm L_y, t). \qquad (1)$$

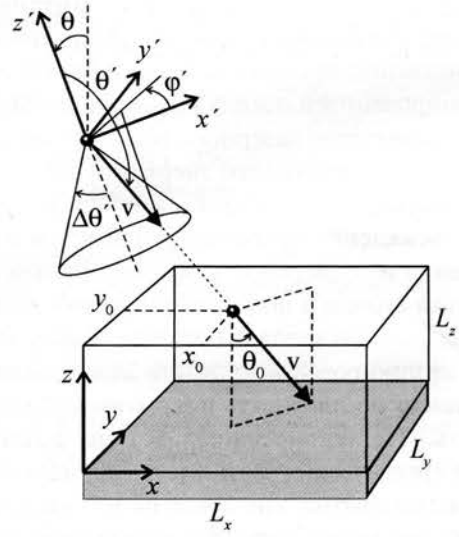


Рис. 2. Система координат

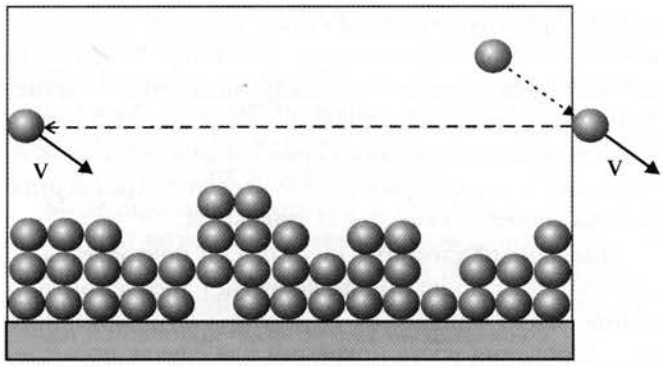


Рис. 3. Периодические граничные условия

Применение периодических граничных условий дает возможность рассматривать рост покрытия на достаточно малом участке поверхности основы, на котором уже проявляются основные структурные особенности покрытия. Это позволяет, во-первых, существенно сократить объем необходимых вычислений и, во-вторых, избавиться от возможных нефизических эффектов и искажений структуры покрытия на краях области моделирования.

Каждая частица (атом) вводится в расчетную область через верхнюю плоскость $z = L_z$ в точке, координаты которой x_0 и y_0 всякий раз выбираются случайным образом:

$$x_0 = L_x R_N ; \; y_0 = L_y R_N . \qquad (2)$$

Здесь и далее R_N – случайные числа, каждый раз последовательно выбираемые из равномерного распределения на отрезке от 0 до 1.

Направление движения частицы, выбранной из потока осаждаемых атомов с разбросом скоростей, ограниченным углом $\Delta\theta'$, задаются в сферических координатах v, θ', φ' следующим образом:

$$\theta' = \pi - \Delta\theta' R_N ; \; \varphi' = 2\pi R_N \qquad (3)$$

или в координатах x', y', z'

$$v_{x'} = v\sin\theta'\cos\varphi'; \; v_{y'} = v\sin\theta'\sin\varphi'; \; v_{z'} = v\cos\theta'. \qquad (4)$$

Угол θ_0, под которым частица налетает на основу, очевидно, отличается от угла напыления θ (см. рис. 2). Скорость частицы v определяется при помощи стандартной процедуры выборки из распределения, полученного в результате моделирования разлета потока осаждаемого вещества от мишени до основы [8] или из экспериментов [2].

Относительно системы координат xyz оси системы координат $x'y'z'$ имеют направляющие косинусы:

$$\begin{aligned} d_{11} &= \cos\theta, \quad d_{21} = 0, \quad d_{31} = \sin\theta; \\ d_{12} &= 0, \quad\quad d_{22} = 1, \quad d_{32} = 0; \\ d_{13} &= -\sin\theta, \quad d_{23} = 0, \quad d_{33} = \cos\theta. \end{aligned} \qquad (5)$$

Формулы преобразования, связывающие компоненты скоростей в этих двух системах координат, имеют вид

$$\begin{aligned} v_x &= d_{11} v_{x'} + d_{12} v_{y'} + d_{13} v_{z'}; \\ v_y &= d_{21} v_{x'} + d_{22} v_{y'} + d_{23} v_{z'}; \\ v_z &= d_{31} v_{x'} + d_{32} v_{y'} + d_{33} v_{z'}. \end{aligned} \qquad (6)$$

Движение частицы на каждом шаге по времени описывается формулами ньютоновской механики:

$$\begin{aligned} x_{N+1} &= x_N + v_x \Delta t; \\ y_{N+1} &= y_N + v_y \Delta t; \\ z_{N+1} &= z_N + v_z \Delta t. \end{aligned} \qquad (7)$$

Шаг по времени Δt выбирается таким образом, чтобы выполнялось условие $v\Delta t < h$. На каждом шаге по времени проводится проверка, произошло ли столкновение частицы с поверхностью или нет.

При столкновении атома с поверхностью с определенной долей вероятности могут произойти различные процессы: осаждение (прилипание атома к поверхности); отражение (упругое или диффузное); распыление (выбивание атомов покрытия) и др. Вероятность каждого из этих процессов зависит от скоростей соответствующих поверхностных реакций. Как правило, скорости (вероятности) указанных процессов могут быть описаны аррениусовскими зависимостями. Например, вероятность осаждения атома на поверхность

$$P_a \sim C\exp\left(-\frac{E_n}{W}\right), \qquad (8)$$

где C – нормировочная постоянная;

$E_n = m_a v_n^2/2$ (v_n – нормальная составляющая скорости налетающего на поверхность атома; m_a – масса атома);

W – энергия связи атома на поверхности.

Какое именно событие произойдет, в модели определяется по схеме Монте-Карло (рис. 4). Вероятности P_i всех событий A_i нормируются таким образом, чтобы их сумма составляла единицу. После этого каждому событию на отрезке от 0 до 1 выделяется своя область, причем порядок, в котором располагаются события, не важен. Затем генерируется случайное число R_N. Событие выбирается в зависимости от того, на какой участок попадет R_N.

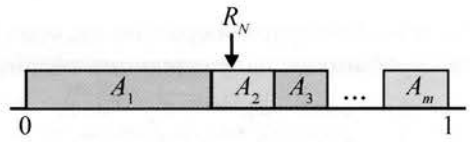


Рис. 4. Выбор события по схеме Монте-Карло

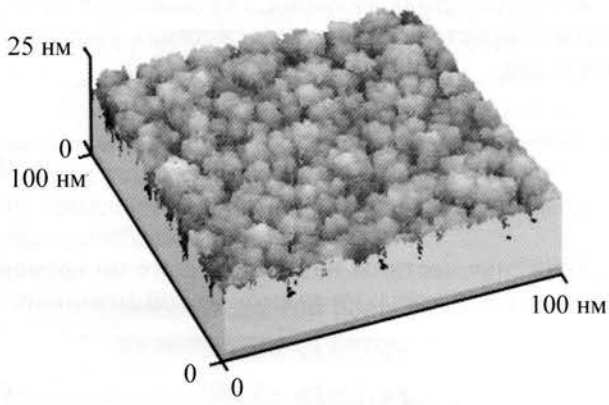


Рис. 5. Трехмерная модельная структура покрытия

Для выбранного события в соответствии с заданными "правилами" проводятся дальнейшие операции с частицей (атом может быть осажден на поверхность, отразиться от нее и т.д.). Очередной цикл алгоритма завершается, как только атом займет свое положение на поверхности основы или покрытия.

Наконец, производится обновление структуры покрытия. Занятая вновь осажденным атомом ячейка присваивается множеству элементарных объемов, составляющих покрытие. Информация о структуре покрытия записывается в матрицу s_{ijk}. Элемент матрицы равен единице, если он соответствует занятой атомом ячейке пространственной сетки, и нулю, если соответствует незаполненному пространству. Матрица s_{ijk} используется в расчетах на следующих циклах вычислений; она представляет собой набор вокселей – элементов объемного изображения (аналог двухмерного "пикселя"), из которых потом строится трехмерное компьютерное изображение покрытия.

Описанный алгоритм циклически повторяется до тех пор, пока покрытие не достигнет требуемой толщины. Ниже приведены результаты компьютерного моделирования роста покрытий для случая нормального падения наносимого потока ($\theta = 0$). Типичная трехмерная модельная структура осажденного покрытия показана на рис. 5. При определении физических размеров участка покрытия предполагалось, что расстояние между узлами сетки (межатомное расстояние) равно примерно 0,3 нм. На рис. 6 представлены три характерных случая роста покрытия при импульсном лазерном осаждении; на компьютерных изображениях поверхности покрытия оттенки серого цвета изменяются от темного до светлого при изменении высоты покрытия от минимального до максимального уровня.

Результаты моделирования показали, что при нормальном падении атомарного пучка в вакууме, когда угловое рассеяние атомов незначительно, формируются плотная структура и относительно гладкая поверхность (см. рис. 6, *а*). При осаждении в инертном газе рассеиваемые атомы попадают на основу под разными углами, а на поверхности формируется заметный рельеф (см. рис. 6, *б*). Высота неровностей может достигать 25 межатомных расстояний. Размер неровностей (по поверхности) составляет 20...40 межатомных расстояний. Распыление растущего покры-

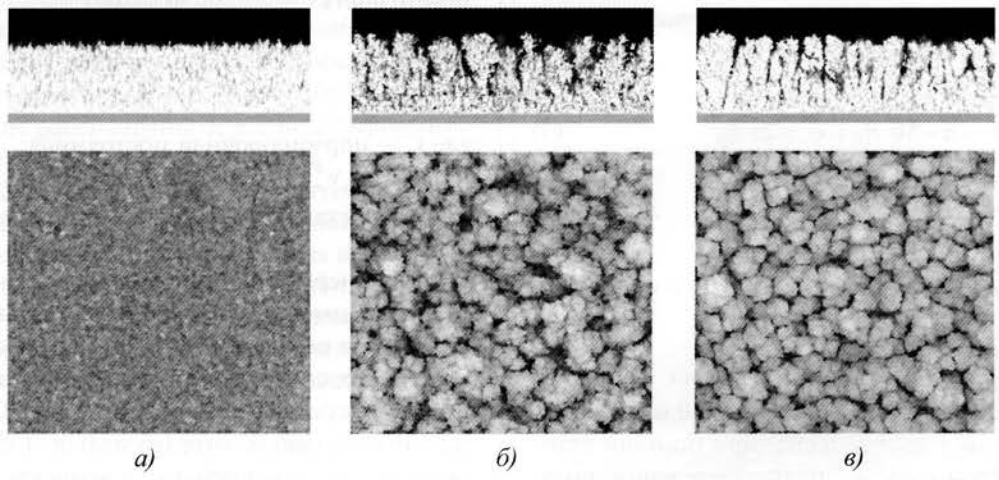


Рис. 6. Модельная структура покрытия (виды сбоку и сверху):
а – осаждение атомов в вакууме; *б* – осаждение атомов в условиях сильного рассеяния в инертном газе; *в* – осаждение высокоэнергетических атомов в условиях рассеяния в инертном газе при эффективном распылении поверхности

тия при бомбардировке налетающими атомами может существенно повышать плотность покрытия и сглаживать поверхность (см. рис. 6, *в*). Высота неровностей и их размер уменьшаются практически вдвое в сравнении со случаем осаждения с угловым рассеянием без распыления поверхности.

Моделирование процесса позволяет сделать вывод о том, что возможным механизмом формирования развитого рельефа поверхности и образования островковой структуры покрытий при физическом осаждении из паровой фазы может быть *теневой эффект*. Налетающие на поверхность под углом атомы не могут попасть в теневые зоны, образовавшиеся за уже выросшими неровностями и элементами рельефа покрытия. В условиях сильного углового рассеяния потока осаждаемых атомов в инертном газе рост покрытия происходит в три стадии:

1) формирование начального тонкого ровного слоя покрытия толщиной примерно до 10 межатомных расстояний;

2) образование единичных неровностей и островков высотой 10...20 межатомных расстояний;

3) дальнейшее развитие рельефа покрытия в результате теневого эффекта, формирование столбчатых структур или образование на поверхности покрытия наноразмерных частиц неправильной формы.

Экспериментальное исследование структурообразования покрытий

В качестве объекта исследования были выбраны тонкопленочные покрытия из диселенида молибдена. В работе [3] было установлено, что химический состав и трибологические свойства таких покрытий, формируемых импульсным лазерным осаждением, заметно улучшались в случае повышения давления газа (аргона) в камере для осаждения до 2 Па. При дальнейшем росте давления свойства существенно ухудшались.

Для исследования влияния газа на структурообразование покрытий проводили эксперименты по осаждению тонких пленок на кристаллы NaCl, установленные на расстоянии 5 см от мишени $MoSe_2$. Осаждение пленок осуществлялось при комнатной температуре. Использовали наносекундные лазерные импульсы с разной энергией E: 40 и 120 мДж. Диаметр пятна фокусировки излучения на мишени со-

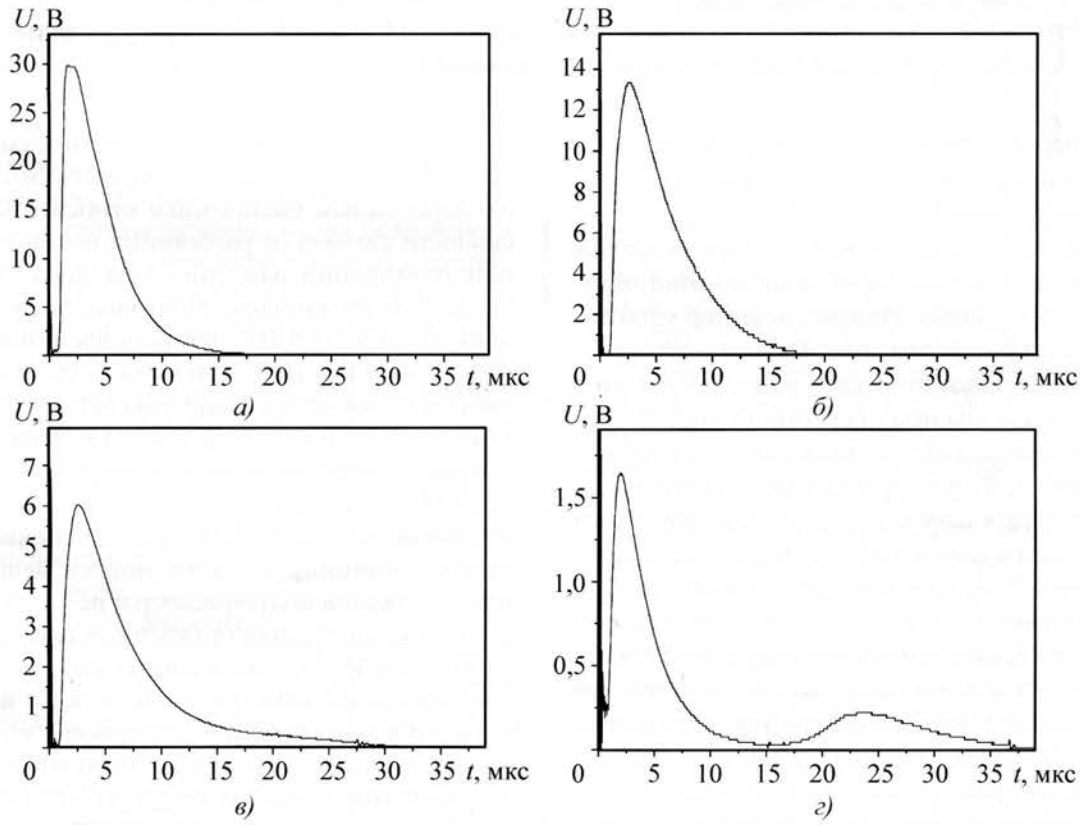


Рис. 7. Сигналы, измеренные детектором ионов в случае импульсного лазерного осаждения $MoSe_x$ при разных давлениях аргона p_{Ar}, Па:
а – $1 \cdot 10^{-4}$; *б* – 2; *в* – 5; *г* – 10

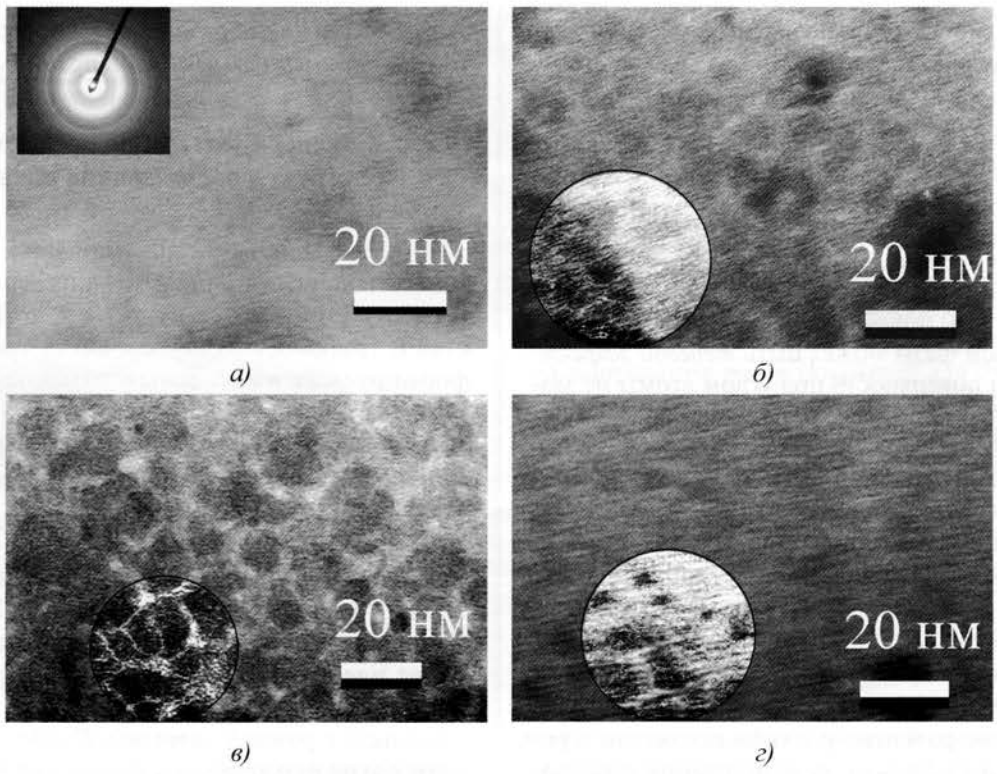


Рис. 8. Микродифракция и ПЭМ-изображение пленок $MoSe_x$, сформированных импульсным лазерным осаждением при разных давлениях аргона p_{Ar} и энергиях лазерных импульсов E:
$а - p_{Ar} = 1 \cdot 10^{-4}$ Па, $E = 40$ мДж; $б - p_{Ar} = 5$ Па, $E = 40$ мДж; $в - p_{Ar} = 10$ Па, $E = 40$ мДж; $г - p_{Ar} = 10$ Па, $E = 120$ мДж (в кружках выполнено компьютерное усиление контраста изображения)

ставлял примерно 2 мм. Пленки создавались при следующих давлениях газа: $1 \cdot 10^{-4}$, 2, 5 и 10 Па. Толщина пленок не превышала 30 нм.

При осаждении пленок измеряли электрический сигнал от ионной компоненты лазерно-инициированного потока вещества. Ионный детектор устанавливали рядом с кристаллом соли. Сигнал с детектора регистрировался запоминающим осциллографом и использовался для анализа скоростного спектра ионов. Время отсчитывалось от момента лазерного облучения мишени. Результаты измерения сигнала на ионном детекторе в случае использования лазерного импульса относительно низкой интенсивности приведены на рис. 7. Видно, что при давлении аргона 2 Па интенсивность сигнала от высокоскоростной компоненты в ионном потоке снизилась примерно в 2 раза. Такие ионы долетали до детектора примерно через 4 мкс после лазерного воздействия на мишень (см. рис. 7, *б*). Снижение интенсивности сигнала можно объяснить рассеянием ионов на молекулах газа и отклонением от зоны детектирования. Форма сигнала также несколько изменялась за счет попадания на детектор рассеянных газом ионов. Эти ионы достигали детектора примерно через 15 мкс после лазерного импульса. Более существенное снижение интенсивности сигнала от нерассеянных ионов с одновременным увеличением относительной интенсивности сигнала от рассеянных ионов наблюдалось при повышении давления газа до 5 Па и более. "Хвост" от низкоскоростной компоненты, появившийся при $p_{Ar} = 5$ Па, превратился в отдельный пик при $p_{Ar} = 10$ Па. При этом количество ионов, пролетающих от мишени к покрытию без взаимодействия с газом, уменьшилось практически в 20 раз. Представленные результаты анализа ионных сигналов позволяют предположить, что повышение давления до 5 Па и более вызывало существенное изменение динамики лазерно-инициированного потока вещества. Эти предположения подтверждаются результатами структурного исследования осажденных пленок.

Пленки $MoSe_x$, осажденные на кристаллы соли, переносили на металлические сетки и исследовали методом *просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции* (ПЭМ/МД). Характер дифракционной картины указывал на то, что все полученные пленки обладали аморфной структурой, которой соответствовали несколько диффузно-уширенных кольцевых рефлексов (рис. 8, *а*). Однако контраст ПЭМ-изображения различался для пленок, получен-

ных при низком ($1 \cdot 10^{-4}$ Па) и высоком (5 и 10 Па) давлении газа. При низком давлении регистрировался достаточно ровный контраст, характерный для аморфной структуры. При $p_{Ar} = 5$ и 10 Па контраст имел сотовую (островковую) структуру. Характерный размер ячейки составлял примерно 7 нм при 5 Па и возрастал до 10...14 нм при 10 Па.

Для объяснения наблюдаемого явления было сделано предположение, что при аморфной структуре пленок их контраст зависит в основном от их толщины (высоты неровностей). Причина возникновения таких неровностей объясняется результатами компьютерного моделирования. Если в компьютерной модели принять межатомное расстояние равным характерному значению расстояния между ближайшими атомами в аморфной структуре $MoSe_x$ (≈0,3 нм), то размер неровностей в плоскости составлял 7...12 нм при осаждении рассеянного потока атомов. Данная величина вполне удовлетворительно согласуется с экспериментально измеренными размерами неоднородностей в пленках $MoSe_x$, осажденных лазерными импульсами с энергией $E \approx 40$ мДж при $p_{Ar} = 10$ Па.

Структурные исследования пленок $MoSe_x$, осажденных при более высокой интенсивности лазерного импульса, показали, что в этом случае газ оказывал меньшее влияние на структуру, чем при низкой интенсивности. На рис. 8, *г* видно, что использование газа приводило к слабовыраженному эффекту формирования сотовой структуры. Размер неоднородностей структуры на ПЭМ-изображении не превышал 7 нм. Для объяснения данного явления могут быть применены результаты моделирования осаждения с распылением. В модельных расчетах размер неоднородностей структуры составлял примерно 20 межатомных расстояний, что примерно равно 6 нм. Использование высокой интенсивности лазерного импульса обусловливало формирование плазменно-парового потока с более высокой энергией частиц. Рассеяние на газе могло изменять угол падения на поверхность покрытия. Однако энергия частиц оставалась достаточно высокой, что могло вызывать распыление поверхности и ее сглаживание.

Выводы

1. Разработана трехмерная компьютерная модель роста тонкопленочных покрытий при низкотемпературном физическом осаждении потока атомов с заданными параметрами на плоскую основу.

2. Созданная модель может быть использована для моделирования роста покрытий при импульсном лазерном осаждении при условии корректной постановки задачи, учитывающей основные характеристики падающего потока частиц в лазерно-инициированном потоке вещества.

3. Сравнительный анализ результатов компьютерного моделирования роста покрытий и экспериментального исследования структуры сформированных покрытий указывает на полезность разработанной модели с точки зрения выявления важных физических факторов, оказывающих существенное влияние на структурообразование покрытий при изменении технологических условий осаждения.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Pulsed** laser deposition of thin films / ed. by D.B. Chrisey and G.K. Hubler. New York: Wiley, 1994.

2. **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.

3. **Особенности** импульсного лазерного осаждения антифрикционных тонкопленочных покрытий $MoSe_x$ в инертном газе / В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, Д.В. Лаврухин, М.И. Петржик // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 7. С. 20–26.

4. **Surface** roughening in shadowing growth and etching in 2+1 dimensions / J.T. Drotar, Y.P. Zhao, T.M. Lu, G.C. Wang // Phys. Rev. B. 2000. Vol. 62. No. 3. P. 2118–2125.

5. **Karabacak T., Wang G.C., Lu T.M.** Quasi-periodic nanostructures grown by oblique angle deposition // J. Appl. Phys. 2003. Vol. 94. No. 12. P. 7723–7728.

6. **Modeling** of the target surface modification by reactive ion implantation during magnetron sputtering / D. Depla, Z.Y. Chen, A. Bogaerts, et al. // J. Vac. Sci. Technol. A – Vacuum, Surfaces, and Films. 2004. Vol. 22. No. 4. P. 1524–1529.

7. **Kinetic** Monte Carlo simulation of deposition of energetic copper atoms on a Cu (001) substrate / Z.L. Liu, L. Yu, K.L. Yao, et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2005. Vol. 38. P. 4202–4209.

8. **Itina T.E.** Influence of particle adsorption probability on the stoichiometry of thin films grown by pulsed laser deposition // J. Appl. Phys. 2001. Vol. 89. No. 1. P. 740–746.

В.И. Муравьев, Р.А. Физулаков, П.В. Череповский, О.П. Логвинов
(ОАО "КнААПО" им. Ю.А. Гагарина, Комсомольск-на-Амуре)

Особенности формирования поверхности реза титановых сплавов лазерным излучением

Приведены результаты исследований зоны реза титановых сплавов, получаемого газолазерным раскроем в среде технического азота и аргона высшей очистки. Проведен сравнительный анализ результатов применения этих газов с точки зрения качества, свойств получаемого реза и физики самого процесса резки металла, а также обширный металлографический анализ.

Results of investigations of a cut zone of titanic alloys, received by gas-laser cutout in the environment of technical nitrogen and argon of best clearing are presented. The comparative analysis of results of application of these gases from the point of view of quality, properties of received cut and of process physics and also extensive metallographic analysis are carried out.

Введение

В настоящее время широко применяют новые методы резки металла с использованием высококонцентрированных источников энергии [1]. Одним из перспективных методов является способ *газолазерной резки* (ГЛР), основанный на механизме разрушения металлов плавлением или испарением с продувом зоны реза разными газами.

Процессы ГЛР титановых сплавов мало изучены и касаются в основном резки с использованием инертных газов, применение которых повышает стоимость процесса и ограничивает толщину раскраиваемого металла.

Заслуживает внимания исследование возможности ГЛР титана и его сплавов с использованием азота в качестве вспомогательного газа [2].

Методика проведения исследований

Раскрой образцов (пластин) из листовых заготовок, изготовленных из титанового сплава ВТ20, проводили на лазерной установке "Bystronic" (BYSTAR 3015) с использованием технологического газа – азота класса 4,5 заводского производства и инертного газа аргона высокой чистоты. Мощность лазерной установки составляла 1800 Вт, а образцы изготовляли при 1440 Вт. Давление газа на выходе 1,3 МПа.

Заготовки и образцы подвергали макро- и микроисследованиям. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3М, шероховатость *Rz* – на профилометре, геометрические параметры реза и видимые изменения в зоне реза определяли по методике, приведенной в работе [2].

Исследование химического состава поверхности образцов проводили на мобильном оптико-эмиссионном анализаторе ARK-met фирмы PPM-SYSTEMS (Финляндия), определение легирующих элементов – на растровом электронном микроскопе JSM-5600 с волновым микрозондом фирмы JEOL (Япония).

Примеси газов в образцах анализировали и идентифицировали следующими методами: кислород, азот – на газоанализаторе ONH-2000 (фирма ELTRA, Германия); водород – спектральным методом с применением низковольтного и импульсного разряда методом трех эталонов на спектрографе ИСП-51.

Результаты исследований

Поверхность металла вдоль реза после ГЛР с использованием в качестве вспомогательного газа аргона и азота имеет практически не различающиеся цвета побежалости (рис. 1).

На входе лазерного луча изменения цвета поверхности на образцах после ГЛР и в азоте, и в аргоне практически едва заметны. На выходе лазерного луча для ГЛР образцов как в аргоне, так и в азоте следы образования оксидной пленки выглядят одинаково по глубине распространения температурного поля. По

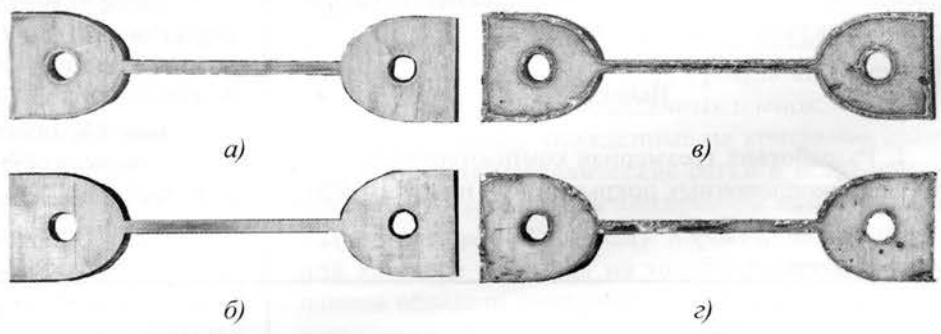


Рис. 1. Образцы (×1,5) сплава ВТ20 после ГЛР с использованием азота (*а*, *в*) и аргона (*б*, *г*) на входе (*а*, *б*) и выходе луча (*в*, *г*)

цвету оксидной пленки можно судить о распространении температуры в глубь образца в процессе резки.

Поверхность реза имеет характерные для ГЛР бороздки разной конфигурации у образцов, раскроенных в среде азота и аргона.

Общим для обоих видов образцов является то, что на поверхности реза можно выделить три основные зоны, различающиеся наклоном к направлению обработки и шероховатостью (рис. 2):

• зона *I* характеризуется непрерывными бороздками малой ширины при использовании азота (*а*, *в*) и прерывистыми при использовании аргона (*б*, *г*); значительный наклон бороздок в направлении резки наблюдается у образцов в азоте, а у образцов в аргоне наклон едва заметен;

• зона *II* бороздок формируется для образцов в азоте непрерывно, а в аргоне прерывисто; наклон бороздок уменьшается для образцов в азоте, а в аргоне практически не меняется;

• зона *III* характеризуется большой шириной бороздок у образцов после ГЛР как в азоте, так и в аргоне; наклон бороздок практически не меняется;

• зона *IV* характеризуется распространением бороздок на удаляемый металл (грат) с более насыщенным золотистым оттенком для образцов в азоте, а для образцов в аргоне в этой зоне наблюдаются закристаллизовавшиеся окисленные частицы расплавленного металла.

Образующийся на нижней кромке поверхности реза грат (закристаллизовавшийся расплавленный металл, вытесненный вспомогательным газом) легко удаляется при оптимальных режимах ГЛР. При отклонении от этих режимов требуется механическое воздействие для его удаления вплоть до фрезерования кромки.

Частицы грата (рис. 3, *а*), образовавшиеся в процессе ГЛР, со стороны реза имеют продолжение бо-

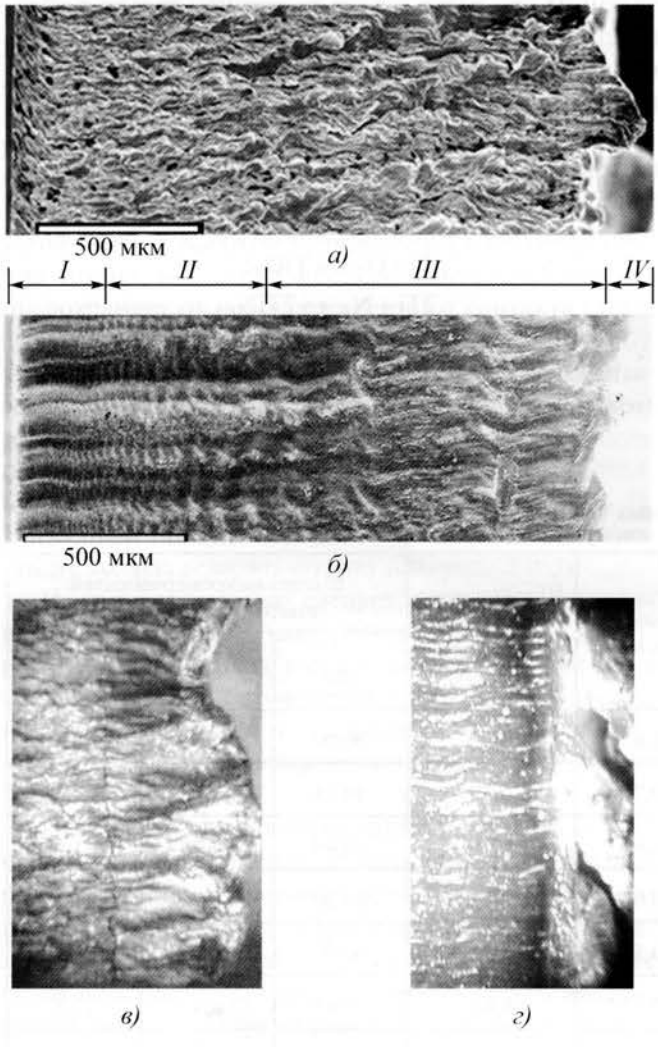


Рис. 2. Вид регулярного расположения бороздок на поверхности реза образцов из сплава ВТ20 после ГЛР с использованием азота (*а*, *в*) и аргона (*б*, *г*)

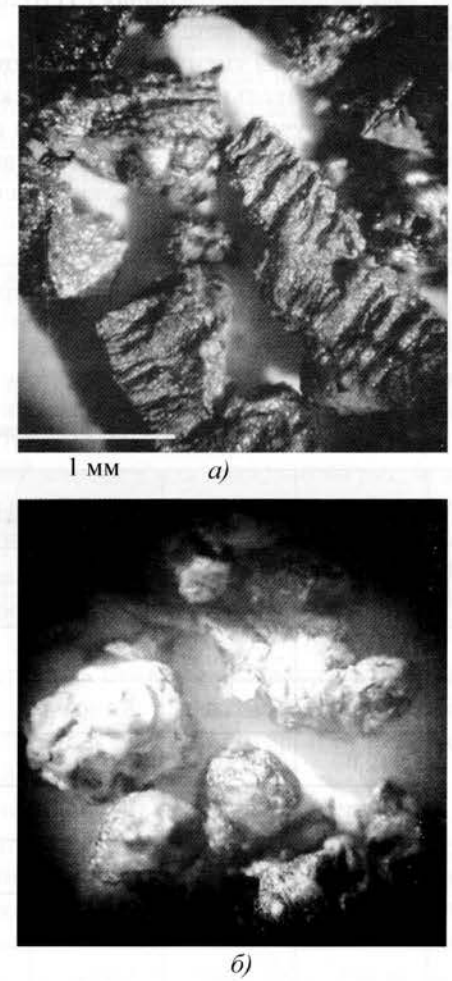


Рис. 3. Удаляемый грат на нижней кромке образцов после ГЛР с использованием азота (*а*) и аргона (*б*)

роздок и насыщенный золотистый цвет, характерный для нитрида титана. Обратная сторона частиц покрыта белым налетом, похожим на оксид титана TiO_2; частицы округлой, каплеобразной формы, характерной для закристаллизовавшегося расплава металла при его выдувании из канала реза вспомогательным газом. Перемычки, на которых держались частицы, – очень тонкие (<<0,01 мм) с характерным кристаллическим строением и металлическим блеском.

У частиц грата (рис. 3, *б*), образовавшихся в процессе ГЛР образцов в аргоне, в отличие от частиц, образованных в азоте, отсутствуют бороздки. Частицы имеют четкую округлую, каплеобразную форму, покрыты белым налетом – оксидной пленкой. Как и в предыдущем случае, перемычки, на которых держались частицы, очень тонкие с характерным кристаллическим строением и металлическим блеском.

В результате анализа геометрических параметров качества поверхности образцов из сплава ВТ20 после ГЛР выявлено, что при использовании как азота [2], так и аргона наиболее важными параметрами являются ширина *зоны термического влияния* (ЗТВ) лазерного излучения h_0 и высота грата h_1 (табл. 1).

Указанные параметры уменьшаются с ростом скорости резки. Следовательно, увеличение скорости резки приводит к улучшению качества реза с точки зрения его геометрии. По-видимому, это связано с тем, что при увеличении скорости резки металл перегревается в меньшем объеме, что приводит к уменьшению ЗТВ, и, вероятно, поэтому предотвращается увеличение грата на выходе. Однако чрезмерное завышение скорости может привести к частичному непрорезу из-за неоднородности металла или по другим причинам, поэтому скорость раскроя следует выбирать с некоторым запасом относительно максимальной, чтобы рез был стабильным.

Обсуждение результатов исследования

Установлено [3], что использование кислорода при высоких плотностях мощности лазерного излучения для резки титана дает отрицательный результат из-за того, что теплота, выделяющаяся при реакции горения титана в струе кислорода, переводит неуправляемый режим резки в автогенный, ухудшающий качество поверхности реза (по шероховатости, ширине реза и т.д.). Перевод в управляемый режим резки титана в кислороде требует либо слишком высокой, либо слишком малой скорости резки, что ограничивает толщину разрезаемого металла. Такие толщины при резке титана допустимы только с обеспечением устойчивого процесса в случае использования аргона в качестве вспомогательного инертного газа.

Известно [4], что процесс взаимодействия титана с азотом имеет много общего с процессом его взаимодействия с кислородом:

$$Ti + O_2 \leftrightarrow TiO_2;$$
$$2Ti + N_2 \leftrightarrow 2TiN.$$

Как для кислорода, так и для азота уже при ничтожно малом давлении создаются термодинамиче-

Таблица 1

Геометрические параметры реза пластин из титановых сплавов при разных режимах обработки

Вспомогательный газ	Толщина пластины, мм	Скорость резки, мм/мин	Ширина реза, мм		Высота грата h_1, мм	Ширина зоны окисления на выходе луча, мм	Высота микронеровностей поверхности реза, мкм		
			на входе луча b_1	на выходе луча b_2			Rz	Rz_{min}	Rz_{max}
Азот	2,0	2500	0,50	0,47	1,67	0,92	8,05	6,6	9,5
	2,0	3000	0,50	0,33	0,77	0,53	10,15	8,7	11,6
	2,0	3500	0,50	0,38	0,67	0,45	10,40	9,0	11,8
	2,0	4000	0,55	0,38	0,67	0,42	10,20	8,7	11,7
	1,2	2500	0,53	0,35	0,57	0,43	8,85	6,5	11,2
	2,5	2500	0,55	0,42	0,92	0,67	10,85	8,9	12,8
Аргон	2,0	2500	0,48	0,44	0,57	0,36	8,00	6,3	9,8
		2000	0,50	0,45	0,72	0,42	10,20	8,5	12,1

ские условия образования оксидов и нитридов на поверхности титана.

И тем не менее существуют различия. Соединение TiN является одним из самых устойчивых при высоких температурах; температура его плавления ((2950±30) °С) намного выше температуры плавления титана (1668 °С) и оксидов Ti_2O_2 (1640 °С). Диффузионная подвижность азота в титане меньше, чем кислорода. Эти особенности способствуют установлению управляемого режима резки титана в среде азота.

В работе [3] показано, что при ГЛР титана в кислороде нагрев металла излучением в режиме нарастания оксидной пленки не может привести к воспламенению, так как по мере роста слоя оксида и температуры, несмотря на увеличение скорости окисления, относительный вклад теплоты реакции в общий тепловой баланс уменьшается. При достижении температуры плавления оксида, особенно с поддувом кислорода, струя вытесняет жидкий оксид из зоны облучения и практически скачком переводит реакцию в новый режим с предельно высокой скоростью окисления и большим тепловым эффектом (непосредственный контакт кислорода с нагретым металлом), в результате чего металл воспламеняется, горит и переходит в автогенный неуправляемый режим резания.

В случае ГЛР титана в среде азота образуется устойчивый с высокой температурой плавления нитрид титана, который в процессе плавления металла предохраняет от непосредственного контакта струю азота с расплавом металла, обеспечивая устойчивый управляемый режим резки, когда титан плавится и газовая струя азота удаляет расплав из зоны реза. Образованием пленки нитрида титана объясняются улучшение качества поверхности реза, увеличение толщины разрезаемого металла (см. рис. 1, 2 и табл. 1). Наглядным примером служат бороздки на поверхности не только реза, но и грата (см. рис. 2 и 3).

Из вышесказанного следует, что закристаллизовавшийся расплавленный металл в процессе ГЛР образцов из титана как в среде азота, так и аргона в большей степени сохраняется в тонких перемычках, на которых держатся частицы грата, поскольку в открывшийся канал свободно устремляется вспомогательный газ.

Поскольку длительность локального нагрева участка металла до температуры плавления под воздействием лазерного излучения составляет $\tau_и > 1 \cdot 10^{-7}$ с и примерно соизмерима со временем охлаждения канала реза до температуры окружающей среды, есть все основания полагать, что на поверхности реза формируется аморфная структура.

По данным [5], у большинства металлов IV группы периодической системы Д.И. Менделеева при быстром охлаждении расплавов происходит формирование аморфных сплавов, особенно это относится к титану, цирконию и гафнию. Кроме того, там же показано [5], что изделия с аморфной структурой, полученные непосредственно из расплава, можно подвергать дополнительной, прежде всего термической, обработке в целях создания в них особых структур: квазикристаллических и нанокристаллических, а также их комбинаций друг с другом и с аморфной матрицей, тем более что термическая обработка, позволяющая создавать наноматериалы на основе массивных аморфных сплавов, определяется температурой их кристаллизации. Отжиг при температуре, близкой к температуре кристаллизации, приводит к структурному переходу аморфного сплава в квазикристаллическое и наноструктурное состояние.

С поверхности реза в процессе ГЛР образца титана в зоне отделения жидкой фазы от твердой идет процесс отрыва жидкого металла.

Как известно, плавление твердого тела и переход его в жидкое состояние представляют собой нарушение дальних связей в решетке, которая теряет устойчивость при увеличении межатомных расстояний, вызванном тепловым расширением. Обычно плавление твердого тела происходит при такой температуре, когда амплитуда тепловых колебаний атомов относительно положения равновесия достигает 0,2...0,3 межатомного расстояния.

Это позволяет предположить, что процесс отделения жидкой фазы от твердой сопровождается вытягиванием жидкой фазы в виде пленки до ее определенной толщины, способной сопротивляться давлению газовой струи, и затем происходит ее разрушение, т.е. отделение от жидкой фазы, причем с охлаждением со сверхкритической скоростью. Формирование такой пленки на поверхности реза титанового сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота показано на рис. 4, *а*, *в*, причем чем меньше скорость резки, тем больше ширина вытягиваемой пленки.

Сформированная в таких условиях аморфная структура поверхности реза показана на рис. 4, *б*, *г*, *д*, т.е. при сверхвысокой скорости охлаждения не успевают вырастать центры кристаллизации в вытягиваемой расплавленной пленке и металл затвердевает как стеклообразная масса, в которой существует некий ближний порядок.

Иначе выглядит структура поверхности реза образцов после ГЛР в среде аргона (рис. 4, *е–з*). Расплавленный металл вытесняется из зоны реза инертным газом низкой теплопроводности (аргоном) без образования промежуточной твердой фазы, и вытягиваемая пленка получается в виде сглаженных, незаостренных складок с формированием крупных зерен закристаллизовавшегося расплава.

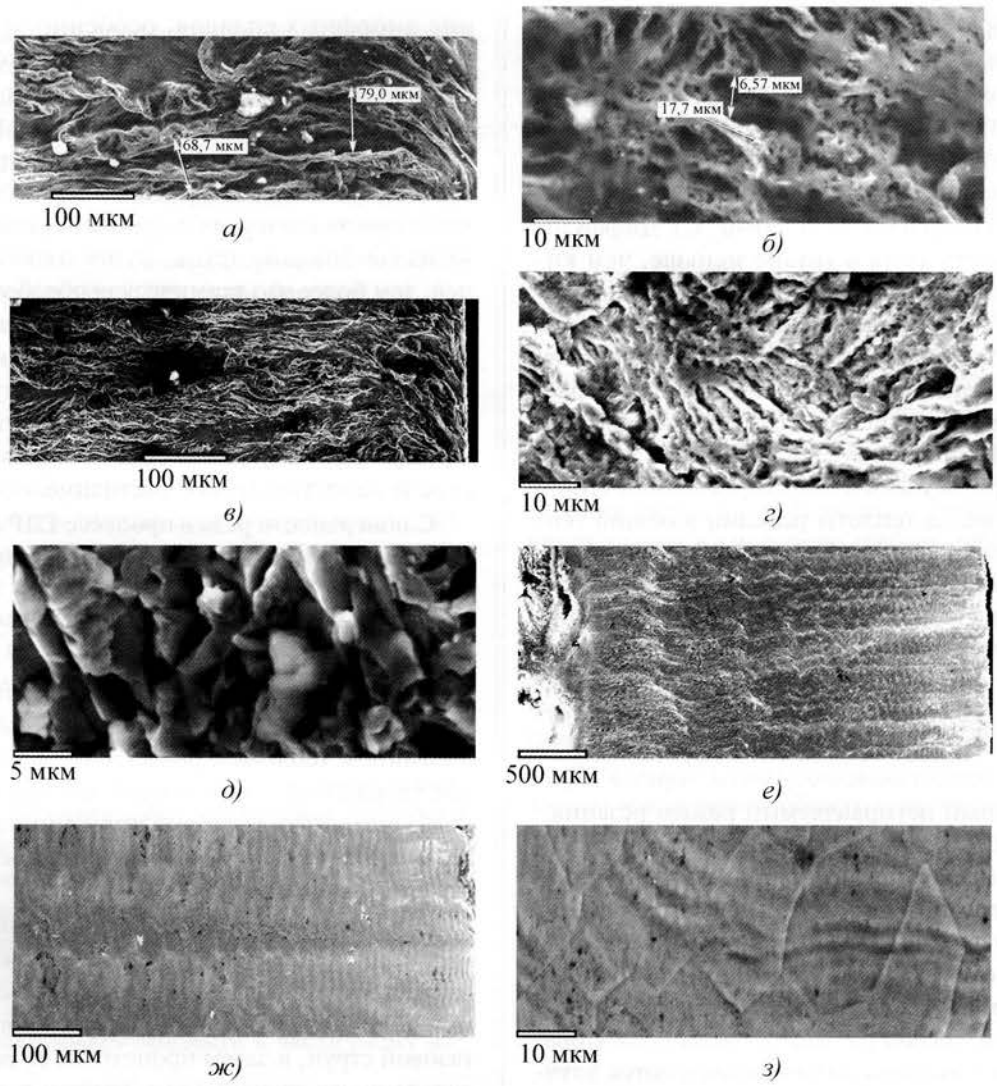


Рис. 4. Формирование макроструктуры поверхности реза после ГЛР образцов из сплава ВТ20 с использованием азота (*а–д*) и аргона (*е–з*) при скорости резки 2500 (*а*, *б*, *д–з*) и 4000 мм/мин (*в*, *г*)

Возможен процесс термической обработки пленок с аморфной структурой на поверхности реза, поскольку при воздействии лазерного луча происходит последовательное образование новых каналов, при этом в интервале температур кристаллизации осуществляется кратковременное тепловое воздействие на пленку предыдущего канала. Действительно, в этих пленках создаются квазикристаллические и нанокристаллические структуры (рис. 5 и 6), причем структура пленки смешанная – аморфная, кристаллическая и нанокристаллическая (фрагменты нанокристаллического мартенсита достигают значительных размеров), особенно на выходе лазерного луча.

На поверхности реза образцов из сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота образуется тонкая (1...2 мкм) нитридная пленка, покрывающая зону толщиной 3...7 мкм со смешанной структурой (аморфная, кристаллическая, фрагменты нанокристаллического мартенсита) закристаллизовавшегося металла в момент разделения жидкой и твердой фаз при высокой скорости охлаждения и последующего кратковременного нагрева и охлаждения, которая переходит в зону термического влияния толщиной 35...40 мкм. ЗТВ имеет сложное многослойное строение из-за существенного различия воздействия от температуры плавления (1668 °С) до температуры окружающей среды (25 °С). В зоне выхода луча (рис. 6, *в*), прилегающей к зоне со смешанной структурой, образуется игольчатая структура, ориентированная в пределах зерна. Мелкие иглы в верхней части (7...10 мкм) затем переходят в крупные (20...25 мкм), вновь уменьшаются

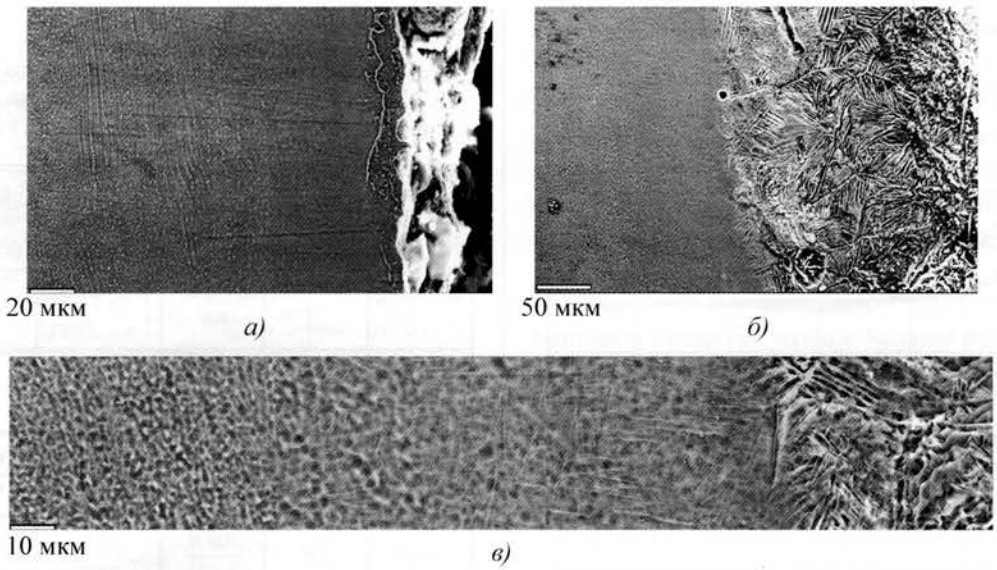


Рис. 5. Микроструктура в зоне выхода лазерного луча сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота:
а – поперечный срез; *б*, *в* – срез под углом 35°

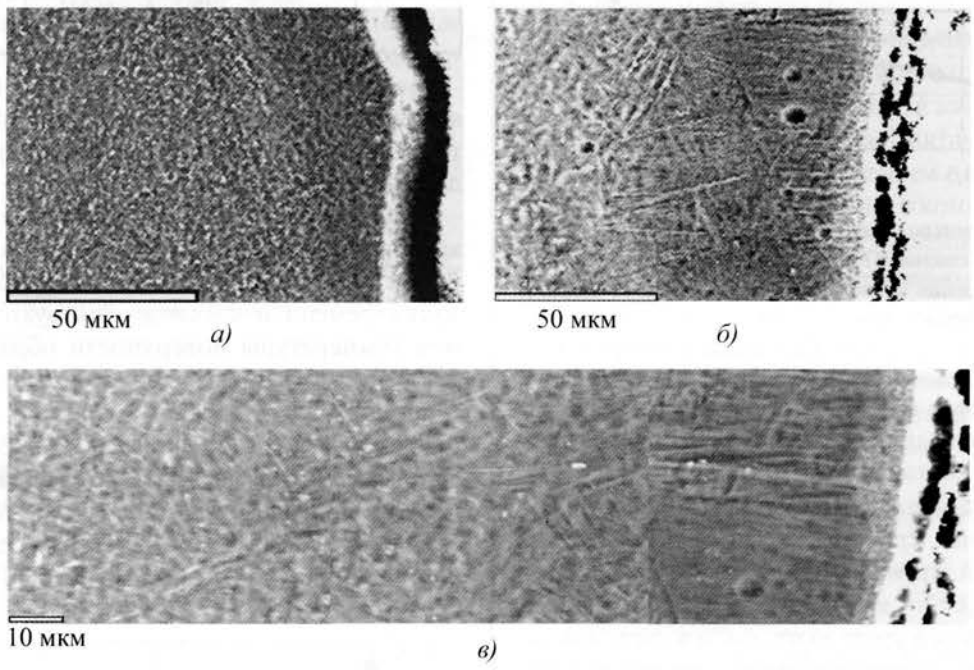


Рис. 6. Микроструктура сплава ВТ20 после ГЛР в среде аргона:
а – в зоне входа луча, поперечный срез; *б* – в зоне выхода луча, поперечный срез; *в* – в зоне выхода луча, срез под углом 30°

(5...7 мкм) и исчезают при переходе к исходной структуре. Общая глубина ЗТВ составляет 35...40 мкм.

Аналогичная структура образуется на поверхности реза образцов из сплава ВТ20 в среде аргона (см. рис. 6) высокой чистоты, только на поверхности вместо нитридной образуется оксидная пленка, обеспечивающая в момент охлаждения до комнатной температуры светлую блестящую поверхность с металлическим блеском.

На выходе лазерного луча, в зоне, прилегающей к зоне со смешанной структурой, игольчатая структура не образуется, а в зоне выхода лазерного луча четко видна образованная игольчатая структура, ориентированная в пределах зерна. При ГЛР образцов из

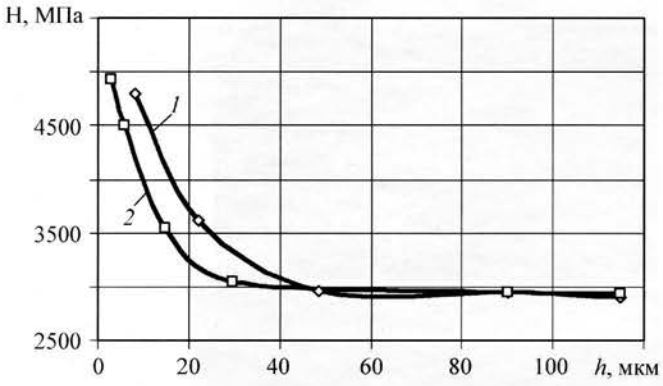


Рис. 7. Изменение микротвердости H по глубине ЗТВ *h* образцов из сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота (*1*) и аргона (*2*)

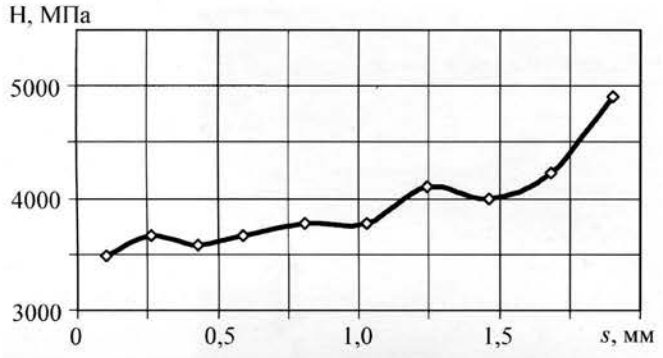


Рис. 8. Изменение микротвердости H по поверхности реза на длине *s* образца из сплава ВТ20 толщиной 2 мм после ГЛР в среде аргона (измерения проводили в направлении от входа к выходу лазерного луча)

сплава ВТ20 в среде аргона размеры игл совпадают с указанными выше для обработки в азоте. Общая глубина ЗТВ также составляет 35...45 мкм.

Образование смешанной структуры в поверхностном слое (аморфная, кристаллическая, нанокристаллическая) и сложной структуры с многослойным строением зоны термического влияния в образцах из сплава ВТ20 после ГЛР как в среде азота, так и в среде аргона приводит к существенному изменению микротвердости (рис. 7 и 8). Различия в значениях распределения микротвердости по толщине измененного слоя в образцах из сплава ВТ20 после ГЛР в азоте и аргоне незначительные, что можно объяснить сходным процессом упрочнения при высокой скорости охлаждения расплавленного металла. Об этом свидетельствует и тот факт, что на входе лазерного луча микротвердость на поверхности реза образцов после ГЛР в среде аргона соизмерима с микротвердостью основного металла, а на выходе значительно увеличивается (см. рис. 8).

Время и скорость формирования канала реза в образцах из сплава ВТ20 при ГЛР в среде азота вдвое

Таблица 2

Параметры формирования одного канала в образцах из сплава ВТ20 при ГЛР в среде азота (в числителе) и аргона (в знаменателе)

Скорость резки		Средняя ширина канала реза z, мм	Число каналов, сформированных за 1 с, $n = L/z$	Время формирования одного канала τ, мс	Скорость формирования канала v, м/с
L_0, мм/мин	L, мм/с				
2000	33	– 0,037	– 892	– 1,3	– 1,54
2500	42	0,015 0,026	2800 1615	0,357 0,619	56 32
3000	50	0,009 0,022	5556 2273	0,18 0,44	120 45
3500	59	0,007 –	8429 –	0,118 –	1690 –
4000	67	0,003 –	22333 –	0,0447 –	4470 –

выше в сравнении с ГЛР в среде аргона (табл. 2), и тем не менее микротвердость в том и в другом случае достаточно велика.

Это способствует тому, что стенки канала реза сохраняют температуру, приблизительно равную температуре плавления, в течение очень короткого промежутка времени, о чем свидетельствуют кривые изменения температуры поверхности образцов из сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота (рис. 9, *а*) и аргона (рис. 9, *б*). Снижение температуры до 850...1000 °С происходит на глубине всего 0,08...0,059 и 0,1...0,08 мм соответственно за десятые и сотые доли секунды (температуропроводность титана составляет 0,075 см^2/с).

Таким образом, можно утверждать, что газонасыщение, в частности азотом, при ГЛР образцов из

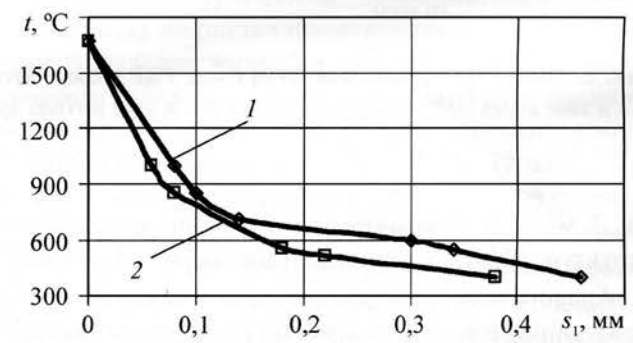


Рис. 9. Распределение температуры *t* по поверхности ЗТВ на длине s_1 образца из сплава ВТ20 после ГЛР на выходе лазерного луча в среде азота (*1*) и аргона (*2*)

Таблица 3

Содержание и состав газовых примесей в частицах грата и поверхностном слое образцов из сплава ВТ20 после ГЛР в среде азота (в числителе) и аргона (в знаменателе)

Зона анализа газовых примесей	Содержание элемента примеси, %		
	H_2	O_2	N_2
Основной металл	0,0073 / 0,0089	0,088 / 0,075	0,016 / 0,010
Поверхность реза	0,0053 / 0,0067	0,073 / 0,075	0,013 / 0,013
Частицы грата	0,012 / 0,0097	0,122 / 0,94	3,65 / 0,62

Примечание. Скорость резки в среде азота составляла 3000 мм/мин, в среде аргона – 2500 мм/мин.

сплава ВТ20 в среде указанного газа практически не происходит. Кинетика реакции образования нитрида титана лимитируется не собственно химической реакцией (время нагрева намного меньше времени адсорбции азота), а диффузией и переносом вещества через слой образовавшегося нитрида:

$$Ti_{ж} + 0{,}5N_2 \leftrightarrow TiN_{тв}.$$

Диффузионная подвижность азота в нитриде титана более чем на порядок меньше в сравнении с α- и β-титаном.

В результате исследований газонасыщения поверхностного слоя образцов из сплава ВТ20 после ГЛР как в азоте, так и в аргоне (табл. 3) существенного различия в составе и содержании газовых примесей по сравнению с основным металлом не обнаружено; значительное газонасыщение наблюдается в частицах грата.

Выводы

1. Использование азота в качестве вспомогательного газа взамен кислорода позволяет вести ГЛР титановых сплавов в управляемом режиме за счет образования тугоплавкого соединения нитрида титана и расширяет диапазон толщин для получения качественного реза.

2. С поверхности реза в процессе ГЛР титановых сплавов в зоне разделения идет процесс отделения жидкой фазы от твердой. При ГЛР в среде азота и аргона эти процессы различаются тем, что расплавленный металл из зоны реза вытесняется инертным газом низкой теплопроводности без образования тугоплавкой промежуточной твердой фазы, и при отделении расплава от основного металла и вытягиваемой пленки формируются сглаженные незаостренные складки с крупными зернами закристаллизовавшегося расплава.

3. Природа упрочнения кромки образцов из титановых сплавов в процессе ГЛР как в азоте, так и в аргоне одинакова и связана с образованием смешанной структуры в поверхностном слое (аморфная, кристаллическая и сложной структуры с многослойным строением ЗТВ – игольчатая структура, ориентированная в пределах зерна с иглами разных размеров). Длина игл составляет 7...10 мкм у зоны со смешанной структурой, 20...25 мкм – в средней части и 7...5 мкм – при переходе к исходной глобулярной структуре.

4. Различия характера распределения микротвердости по глубине упрочненного слоя образцов из титановых сплавов после ГЛР в среде азота и аргона незначительны. На входе лазерного луча микротвердость соизмерима с микротвердостью основного металла, на выходе лазерного луча она максимальна.

5. Время и скорость формирования канала реза в образцах при ГЛР в среде азота вдвое превышает эти показатели для ГЛР в среде аргона.

6. Газонасыщение, в частности азотом, при ГЛР титановых сплавов в среде азота практически не происходит, что обусловлено образованием пленки тугоплавкого соединения нитрида титана, в котором диффузионная подвижность азота на порядок меньше в α- и β-титане, а также высокой скоростью охлаждения ЗТВ.

7. Содержание газовых примесей в поверхностном слое образцов после ГЛР в среде азота и аргона практически соизмеримо с содержанием газовых примесей в основном металле; значительное газонасыщение наблюдается в частицах грата.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Григорьянц А.Г.** Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.

2. **Исследование** влияния газолазерного раскроя на формирование рельефа, структуры и химического состава поверхности реза титановых заготовок / В.И. Муравьев, Р.А. Физулаков, Н.А. Семашко и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 2. С. 22–25.

3. **Григорьянц А.Г., Соколов А.А.** Лазерная техника и технология: в 7 кн. Кн. 7. Лазерная резка металлов: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца. М.: Высш. шк., 1988. 127 с.

4. **Колачев Б.А., Габидулин Р.М., Пигузов Ю.В.** Технология термической обработки цветных металлов. 2-е изд. М.: Металлургия, 1981. 416 с.

5. **Ковнеристый Ю.К.** Объемно-аморфизирующиеся металлические сплавы и наноструктурные материалы на их основе // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 7. С. 14–16.

Ю.П. Анкудимов, П.Ю. Анкудимов, Н.А. Калмыкова *(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)*

Вибродеформационная активация процесса диффузионного цинкования

Приведены теоретические предпосылки и описание метода диффузионного нанесения цинкового покрытия, получившего название вибрационного механохимико-термического цинкования. Процесс основан на вибродеформационной активации поверхностного слоя покрываемой детали и порошковой смеси наложением низкочастотных колебаний и микроударов частицами твердой рабочей среды.

The theoretical preconditions and the description of a way diffusion drawings of the zinc coating which has received the name vibrating mechanical-chemical-thermal zinc-plating. The methods is based on vibrodeformation activation of a superficial layer of a covered detail and a powder mix are resulted by imposing of low-frequency fluctuations and microimpacts by particles of a firm working environment.

Диффузионное насыщение стальной поверхности цинком из порошковой смеси контактным способом применяют для коррозионной защиты деталей различной формы [1]. Преимущество диффузионного цинкования заключается в постепенном изменении концентрации цинка по глубине покрытия, что обусловливает лучшие условия эксплуатации деталей с покрытиями при резких перепадах температур и более прочную связь покрытия с основой. Кроме того, цинк защищает стальное изделие не только механически, но и электрохимически за счет действия местных гальванопар. Недостатком диффузионного цинкования являются относительно большие длительность процесса и энергоемкость, а также относительно высокие температуры процесса (400 °С и выше), что может быть нежелательно для некоторых видов деталей.

Диффузия цинка в поверхностный слой детали является активационным процессом, т.е. требует энергетических затрат, и элементарный акт диффузии связан с преодолением потенциального барьера значительной высоты. Бóльшую часть времени атом находится в равновесном положении (в узле решетки или междоузлии), совершая тепловые колебания – с малой (по сравнению с длиной скачка) амплитудой. По мере смещения атома из положения равновесия он испытывает сильное противодействие со стороны ближайших соседей, следовательно, может преодолеть потенциальный барьер. Периодически атом приобретает флуктуационным путем достаточную энергию и импульс в нужном направлении, позволяющие ему преодолеть барьер и занять новое равновесное положение в соседнем узле или междоузлии. Таким образом происходит диффузионный скачок.

Коэффициент диффузии зависит от температуры. В ряде случаев в широком интервале температур эта зависимость представляет собой известное уравнение Аррениуса, которое устанавливает зависимость константы скорости химической реакции D от температуры T и было получено экспериментальным путем [2]. Согласно простой модели столкновений химическая реакция между двумя исходными веществами может происходить только в результате столкновения молекул этих веществ. Так как не каждое столкновение ведет к химической реакции, молекулы должны обладать некоей минимальной энергией (энергия активации E_A) для преодоления энергетического барьера.

Из распределения Больцмана для кинетической энергии молекул известно, что число молекул, обладающих энергией $E > E_A$, пропорционально $\exp(-\frac{E_A}{RT})$:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_A}{RT}\right), \qquad (1)$$

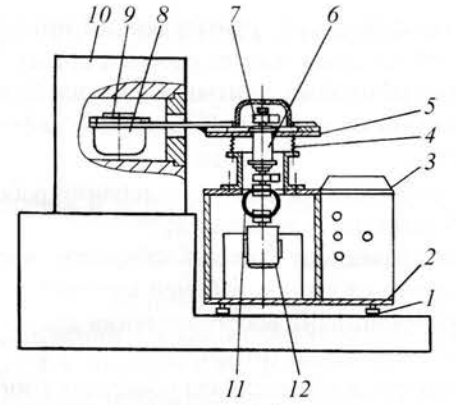
где $D_0 = \gamma\Delta^2\nu$ – предэкспоненциальный множитель (γ – множитель порядка единицы, зависящий от геометрии скачков; Δ – длина скачка; ν – частота колебаний атомов в кристаллической решетке);

R – газовая постоянная;

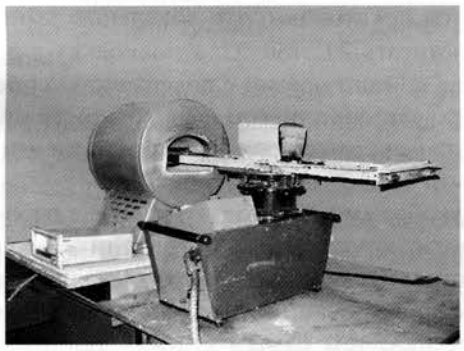
T – абсолютная температура.

При этом энергия активации E_A совпадает с высотой барьера, т.е. представляет собой изменение потенциальной энергии атома при переходе из основного состояния (узла, междоузлия) на вершину барьера.

Схема установки для *вибрационного механохимико-термического цинкования* (ВиМХТЦ) приведена на рис. 1.



а)



б)

Рис. 1. Схема (*а*) и общий вид (*б*) установки для цинкования методом ВиМХТЦ:
1 – виброопоры; *2* – станина; *3* – пульт управления; *4* – пружины; *5* – виброплощадка; *6* – вибратор; *7* – дебалансы; *8* – камера; *9* – пробка; *10* – электропечь сопротивления; *11* – гибкая муфта; *12* – электродвигатель

Источником вибрации служит вибратор *6*, вал которого соединен с электродвигателем *12* через гибкую муфту *11*. Вал вибратора с двумя дебалансами *7* крепится вертикально на виброплощадке *5*. Роль упругих элементов выполняют пружины *4*, способствующие снижению динамических нагрузок на основании станка *2*. Для гашения вибрации служат также виброопоры *1* (амортизаторы). Рабочую камеру *8* устанавливают в кольце, закрепленном на консоли виброплощадки станка. Герметично закрытую пробкой *9* камеру с рабочей средой и деталями помещают в рабочее пространство электропечи *10*. Необходимый уровень температуры в рабочем пространстве поддерживают при помощи терморегулятора. Режимы обработки, которые контролируют с пульта управления вибрационной установки, находятся в следующих пределах: горизонтальная амплитуда колебаний 0...3 мм, вертикальная амплитуда колебаний 0...2 мм, частота колебаний 25...33 Гц, температура внутри камеры 20...500 °С.

Рис. 2. Схема технологического процесса ВиМХТЦ

Краткая техническая характеристика установки для ВиМХТЦ приведена ниже:

Объем рабочей камеры, дм^3	0,5
Число рабочих камер	1
Вид рабочей камеры	Цилиндрическая
Привод колебаний	Дебалансный
Расположение вибратора	Вертикальное
Мощность электродвигателя, кВт	0,55
Амплитуда колебаний, мм	0,5...3,0
Частота колебаний, Гц	15...33
Температурный режим, °С	20...350
Габаритные размеры, м	0,8×0,5×0,5
Масса, кг	45

Технологический процесс ВиМХТЦ отражает рис. 2. Предварительную очистку деталей в целях подготовки поверхности перед последующей обработкой проводят в абразивной среде как с использованием технологической жидкости, так и без нее на оборудовании для отделочно-зачистной обработки (пескоструйном, галтовочном, вибрационном и т.п.) по обычной технологии.

Процесс ВиМХТЦ заключается в следующем. В рабочую камеру насыпают *диффузионную смесь* (ДС), состоящую из цинкового порошка и химического активатора (хлорида аммония, не более 2 % массы порошка цинка), а также рабочую среду (ситалловый бисер, стальная дробь, стальные шары) и детали. В процессе нагрева в рабочей камере хлорид аммония разлагается на аммиак и соляную кислоту. Выделяющийся аммиак в свою очередь разлагается на азот и водород. Водород восстанавливает некоторые оксиды на поверхности изделия и порошка диффундирующего элемента, способствуя процессу диффузионного насыщения. В то же время выделившийся азот диффундирует в изделие, образует химические соединения (нитриды) на поверхности изделия и в объеме насыщающей среды.

Поверхностное пластическое деформирование ударным воздействием твердых частиц вибрирующей рабочей среды, которое имеет место при вибрационной обработке деталей, оказывает существенное влияние на изменение энергетического состояния их поверхностного слоя.

При условии разделения механических свойств материала на упругие и пластические уравнение баланса кинетической энергии частиц рабочей среды относительно деталей имеет вид

$$Э = Э_1 + Э_2 + Э_3 + Э_4, \qquad (2)$$

где $Э_1$, $Э_2$ – энергия, затрачиваемая на пластическую деформацию частиц порошка и поверхностного слоя детали соответственно;

$Э_3$ – энергия, расходуемая на упругую деформацию поверхностного слоя;

$Э_4$ – энергия, затрачиваемая на перемещение детали под воздействием удара.

Работа, затрачиваемая на пластическую деформацию, в основном переходит в тепловую энергию и выделяется в зоне пластического деформирования, которая для сферических ударных тел при их контакте с плоской поверхностью ограничена объемом

$$V \approx 1{,}5V_л,$$

где $V_л$ – объем лунки (отпечатка), оставленной шариком на поверхности.

Таким образом, общая температура диффузионного процесса складывается из объемной температуры T и локальной температуры ΔT, которая с учетом подхода, описанного в работе [3], определяется соотношением

$$\Delta T = \frac{10{,}9 m D_{р.с} K_m K_д (A\omega K_v)^2 (1 - K_у^2)}{\pi d^4 c\gamma}, \qquad (3)$$

где m, $D_{р.с}$ – масса и диаметр частицы рабочей среды;

K_m – коэффициент, учитывающий приведенную массу колеблющихся частиц рабочей среды;

$K_д$ – коэффициент, учитывающий часть энергии, затрачиваемой на упругопластическую деформацию поверхности;

A, ω – амплитуда и частота колебаний рабочей камеры вибрационной установки;

K_v – коэффициент потери скорости частиц по мере удаления от стенок рабочей камеры;

$K_у$ – коэффициент восстановления при ударе;

d – диаметр лунки (отпечатка);

c – теплоемкость материала поверхностного слоя;

γ – плотность материала поверхностного слоя.

Расчеты показывают, что локальные температуры могут достигать 20...150 °С, а поскольку в реальных процессах контакт частиц с поверхностью носит дискретный характер (с учетом шероховатости поверхности), то на микровыступах шероховатости эти оценки могут быть существенно увеличены.

Таким образом, ударное воздействие рабочей среды приводит к локальному повышению температуры в зоне соударения с поверхностью детали и пластическому деформированию поверхностного слоя и частиц порошка, тем самым снижая тепловой порог диффузии и ускоряя ее.

Предпринималось много попыток теоретически рассчитать энергию активации и постоянную D_0 исходя из какого-либо определенного механизма диффузии, однако это сделать удалось только для щелочных металлов [4].

В связи с этим предлагается методика экспериментального определения коэффициента диффузии для процесса ВиМХТЦ, описанная в работе [1].

Толщина диффузионного покрытия зависит от температуры и продолжительности процесса его нанесения:

$$h = 2\sqrt{Dt}, \qquad (4)$$

где h – толщина слоя, см;

t – время обработки, с.

Коэффициент диффузии по Френкелю, аналогично формуле (1), можно представить следующим выражением:

$$D = A\mathrm{e}^{-E_A/(RT)}, \qquad (5)$$

где $A = D_0$ – предэкспоненциальный множитель, не зависящий от температуры.

По Френкелю

$$A = \frac{\delta^2}{6\tau}, \qquad (6)$$

где δ – межатомное расстояние;

τ – период колебаний атомов около положения равновесия.

Подставим в уравнение (4) выражения (5) и (6). Тогда

$$h = 2\sqrt{\frac{\delta^2}{6\tau}\mathbf{e}^{-E_A/(RT)}t}. \quad (7)$$

Обозначив $B = E_A/R$, получим

$$h = 2\sqrt{At\mathbf{e}^{-B/(2T)}}. \quad (8)$$

Зависимость (8) позволяет (после экспериментального определения для какого-либо одного режима постоянных A и B) рассчитать толщины образующихся диффузионных покрытий при любых иных режимах обработки и сравнить A и B с соответствующими коэффициентами для традиционного диффузионного цинкования.

Для определения коэффициентов A и B проведены экспериментальные исследования процесса ВиМХТЦ в рабочей среде ситаллового бисера на образцах из стали 30 при следующих режимах: температура нагрева рабочей зоны T = 180...450 °С; время обработки t = = 1...6 ч; амплитуда колебаний 2,5...3,0 мм. Диффузионная смесь состояла из цинкового порошка с добавлением хлорида аммония (2 % массы порошка цинка).

Толщину покрытия находили двумя методами: по привесу образцов в процессе нанесения покрытия и путем химического стравливания покрытия. Результаты экспериментов приведены в таблице [5, 6]. Значения искомых параметров составили: $A \approx 9{,}1\cdot10^{-6}$ и $B \approx 5660$; коэффициент диффузии при T = 493 К D = = $9{,}3\cdot10^{-9}$ мм^2/с.

На рис. 3 приведены расчетные (кривая *1*) и экспериментальные (кривая *2*) значения толщин диффузионных цинковых покрытий. Как видно, между этими значениями наблюдается удовлетворительная сходимость.

Для сравнения выполнены эксперименты по нанесению цинкового покрытия с применением традиционной технологии (без наложения виброударного воздействия) и вычислен коэффициент диффузии: при T = = 493 К D = $4{,}85\cdot10^{-9}$ мм^2/с. Полученные результаты свидетельствуют о том, что процесс диффузии при цинковании методом ВиМХТЦ протекает в 1,5...2 раза быстрее, чем при традиционном цинковании в неподвижных муфелях по технологии [1].

Толщина цинкового покрытия

Время обработки, с	Толщина покрытия, мкм	
	Эксперимент	Расчет
3600	7	11,5
7200	16	16,0
10 600	22	19,8
14 400	25	22,8
18 000	27	25,88
21 600	29	28,3

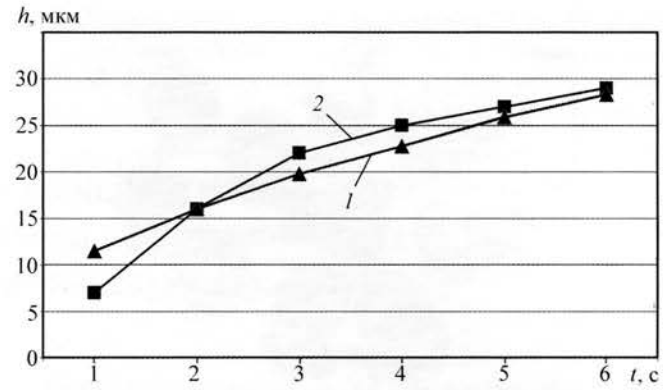


Рис. 3. Изменение толщины покрытия *h* в зависимости от времени обработки *t*

Подтверждаются утверждения А.П. Буздакова, М.С. Гончаревского и др. [1] о том, что покрытия, полученные парофазовым методом с применением порошковых смесей, многослойны и состоят из ряда железоцинковых сплавов. В зависимости от температуры цинкования в покрытии образуются слои, состав и структура которых отвечают однофазным областям диаграммы состояния системы железо–цинк, причем по сравнению с традиционным цинкованием образование тех или иных фаз при формировании покрытия в процессе ВиМХТЦ происходит при более низких температурах.

Так, при температуре 250 °С структура покрытия состоит в основном из δ_1-фазы, прилегающей к тонкому слою Г-фазы (рис. 4); ζ-фаза, если и присутству-

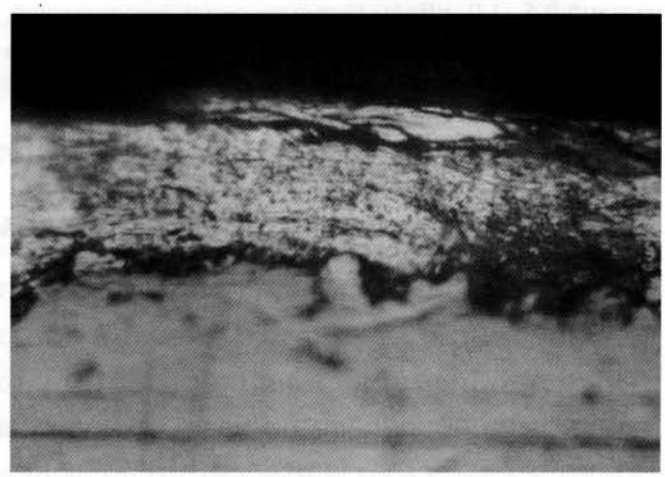
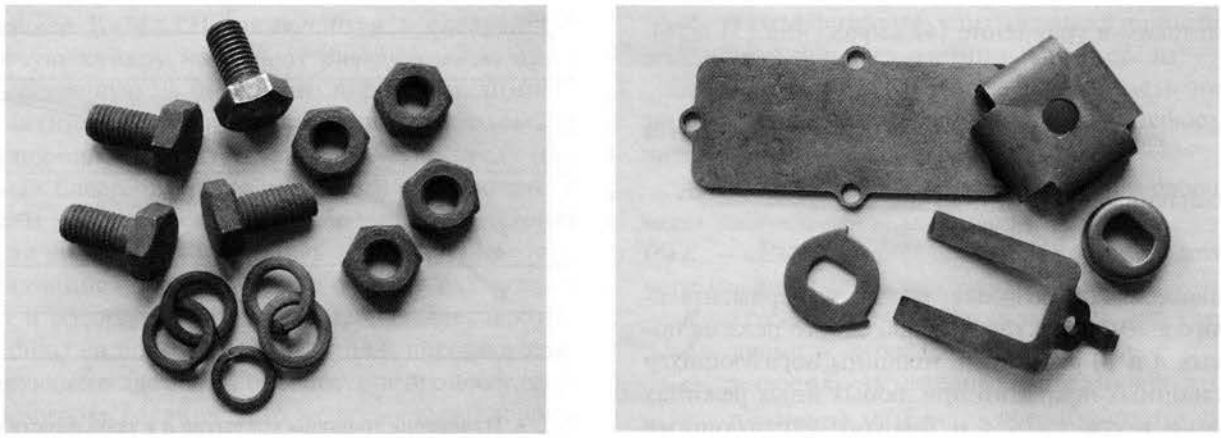


Рис. 4. Микроструктура (×630) диффузионного цинкового покрытия, полученного при температуре 250 °С



а) *б)*

Рис. 5. Детали после обработки ВиМХТЦ

ет в покрытии, то только в виде отдельных включений. По сравнению с известными данными по традиционному диффузионному цинкованию такая структура покрытия наблюдается при температуре 400 °С [5].

Предлагаемый способ цинкования можно использовать в разных сферах производства; он апробирован для нанесения покрытий на метизы (рис. 5, *а*), детали газовой аппаратуры (рис. 5, *б*) и др. Для резьбовых метизов в целях предотвращения изменения размеров резьбы рекомендуется тщательно подбирать размеры твердой рабочей среды и применять более мягкие режимы обработки [5].

По качеству получаемых покрытий этот способ не уступает гальваническому, при этом является более экологичным и экономичным.

Технология ВиМХТЦ имеет следующие основные технико-экономические показатели: стоимость оборудования 120 000 руб., расход электроэнергии на 1 кг изделий 0,5...1,0 кВт/ч, норма загрузки насыщающей смеси на 1 кг изделий при толщине слоя 20...30 мкм 0,15 кг, стоимость насыщающей смеси 80...100 руб./кг, численность производственного персонала 1...2 чел., время обработки 2,5...3,0 ч, необходимость в очистных сооружениях отсутствует.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Проскуркин Е.В., Горбунов Н.С.** Диффузионные цинковые покрытия. М.: Металлургия, 1972. 248 с.

2. **Бокштейн Б.С.** Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978.

3. **Бабичев А.П., Бабичев И.А.** Основы вибрационной технологии. Ростов-н/Д: Изд. центр ДГТУ, 1999. 624 с.

4. **Шатинский В.Ф., Нестеренко А.И.** Защитные диффузионные покрытия. Киев: Наук. думка. 1988. 272 с.

5. **Калмыкова Н.А.** Разработка и исследование комбинированного процесса вибрационной механохимико-термической обработки деталей (на примере образования цинковых покрытий): дис. ... канд. техн. наук. Ростов-н/Д, 2005.

6. **Анализ** механизма диффузии и определение толщины цинковых покрытий, наносимых в процессе ВиМХТО / Ю.П. Анкудимов, Н.А. Калмыкова // Вопросы вибрационной технологии: межвуз. сб. науч. ст. Ростов-н/Д, 2004. С. 141–150.

АНОНС

Уважаемые коллеги!

В следующем номере нашего журнала представлены статьи участников **VIII Международной научно-технической конференции "Фундаментальные и прикладные проблемы в машиностроительном комплексе" "Технология – 2007"**, которая была проведена на базе Технологического института Орловского государственного технического университета 30 июня – 8 июля 2007 г. в Хельсинки (Финляндия).

Н.В. Камышанченко, Н.И. Кузьменко, М.Н. Роганин
(Белгородский государственный университет),
И.М. Неклюдов *(Харьковский физико-технический институт ННЦ, Украина)*

Взаимосвязь прочностных свойств и параметров акустической эмиссии в аустенитной хромоникелевой стали, прошедшей механико-термическую обработку

Проведено исследование механических свойств и акустической эмиссии стали 08Х18Н10Т, подвергнутой деформированию при 77 К до $\varepsilon \leq 20$ % и прошедшей последующий отпуск и деформационное старение под нагрузкой ниже предела текучести при повышенных температурах. Установлено, что улучшение механических свойств и увеличение суммарной акустической эмиссии в упругой и пластической областях происходят в одном и том же температурном интервале деформационного старения под нагрузкой.

It is carried out research of mechanical properties and acoustic emission of the austenitic chromium-nickel steel, which has been passed deformation at 77 K up to $\varepsilon \leq 20$ % and stress-heat-treatment under stress below yield strength at the elevated temperatures. It is received, that improvement of mechanical properties and increase of total number of oscillations of acoustic emission in elastic and plastic areas occurs in the same temperature interval of deformation ageing under state of stress.

Введение

Известно, что металлы и сплавы находятся в состоянии, далеком от термодинамического равновесия. Достижению равновесия препятствуют энергетические барьеры дефектов структуры. Решение этой проблемы во многом зависит как от рационального внедрения редкоземельных легирующих элементов, так и от эффективного использования внутренних резервов материала за счет применения технологических схем, в которых сочетаются термическая обработка с механическим воздействием.

Распространенная в настоящее время оценка качества материалов (в том числе надежности) основана на измерении твердости и механических характеристик, получаемых при испытании образцов на растяжение, кручение, усталость и др., имеет ряд недостатков. Механические характеристики и законы деформирования определяют при испытании материала в облегченных по сравнению с эксплуатацией условиях. Такие испытания имеют сравнительно низкую чувствительность к наличию в материале различного рода дефектов.

Применяемые в материаловедении методы и средства дефектоскопии, основанные на последовательном сканировании датчиком всей поверхности изделия, позволяют выявить некоторые дефекты, например несплошность. Однако нарушение целостности материала, которое происходит в результате упругопластического нагружения и последующего разрушения, такие методы надежно не регистрируют. Это связано со скоростью и локальным характером протекания процессов пластической деформации и разрушения. Указанного недостатка лишен метод *акустической эмиссии* (АЭ), который основан на регистрации процессов излучения волн напряжения, обусловленных возникновением и развитием дефектов структуры материала в условиях быстрого освобождения упругой энергии, запасенной кристаллической решеткой.

АЭ сопровождаются практически все физические процессы, протекающие в материалах при деформации: мартенситные превращения, движение дислокаций, двойникование, разрушение зерен путем сдвига и трения по границам зерен, образование микротрещин, коррозионное растрескивание и др.

Локальные поля напряжений, вызванные различными несовершенствами строения кристаллической решетки и отвечающие за прочностные свойства материала, отличаются упругой энергией, которую к настоящему времени уже можно определить, в частности, методом АЭ. В табл. 1 приведены в качестве примера параметры одиночных сигналов АЭ некоторых источников [1].

Материалы и методика эксперимента

Образцы были изготовлены из листовой стали марок 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т толщиной 1 мм. Исходная длина рабочей части образцов составляла 14 мм, ширина – 1,8 мм.

Для получения аустенитной структуры образцы подвергали термической обработке в соответствии с ГОСТ 5582–72. Механико-термическая обработка включала следующие процессы: указанная термическая обработка, пластическое деформирование на

20 % при температуре 77 K и отпуск под нагрузкой при температурах до 920 K и напряжениях до $0{,}5\sigma_{0,2}$.

Использованная методика регистрации и обработки сигнала АЭ на компьютере изложена в работе [2]. Общий коэффициент усиления сигнала АЭ составлял $1{,}5\cdot10^3$, частота дискретизации – 1,25 МГц. Сигнал, снимаемый с тензодатчиков, регистрировали параллельно акустическому на одном из входов аналогово-цифрового преобразователя. Деформирование растяжением проводили с постоянной скоростью $2\cdot10^{-2}$ мм/с.

Результаты и их обсуждение

Механические свойства (прочность, пластичность) чувствительны к содержанию в сталях мартенсита (табл. 2). Фазовые превращения и процентное содержание мартенсита, как показали исследования аустенитной хромоникелевой стали 12Х18Н10Т, существенно влияют на прочностные свойства.

Аналогичные результаты были получены при знакопеременном нагружении состаренных образцов из стали 12Х18Н10Т [3, 4].

Закалка и последующий стабилизирующий отпуск несколько снижают твердость образцов в сравнении с образцами, прошедшими только закалку.

Металлографические исследования показали, что в закаленном состоянии аустенитная структура насыщена карбидными включениями. При стабилизирующем отпуске уменьшается среднее содержание углерода в твердом растворе и одновременно происходит интенсивное выделение карбидов, что приводит к уменьшению содержания не только углерода, но и легирующих элементов в аустените [5].

Деформирование при 77 K до $\varepsilon \le 20$ % после закалки приводит к повышению твердости, причину которого необходимо искать, прежде всего, в образовании мартенситной фазы (до 80 %) из аустенита и во влиянии наклепа остаточного аустенита [6, 7].

Таблица 1

Параметры сигналов АЭ некоторых источников

Источник АЭ	Энергия импульса АЭ, Дж	Длительность сигнала, мкс	Ширина спектра сигнала, МГц
Дислокационный источник Франка–Рида	$(10^{-8}...10^{-7})G^*$	$5...5\cdot10^4$	1
Аннигиляция дислокаций длиной $1\cdot(10^{-8}...10^{-6})$ см	$4(10^{-16}...10^{-8})$	$5\cdot10^{-5}$	100
Образование микротрещины	$1\cdot(10^{-12}...10^{-10})$	$1\cdot(10^{-3}...10^{-2})$	50
Исчезновение двойника размером около $1\cdot10^{-9}$ м^3	$1\cdot(10^{-3}...10^{-2})$	$1\cdot10^{-4}$	–
Пластическая деформация	$1\cdot10^{-4}$	$1\cdot10^3$	0,5

$^*G$ – модуль упругости.

Таблица 2

Механические характеристики образцов в зависимости от режимов термомеханической обработки

Вариант технологии обработки	$\sigma_в\cdot10^{-7}$, Н/м^2	$\sigma_{0,2}\cdot10^{-7}$, Н/м^2	HV	Вид и содержание элемента микроструктуры
1. Термообработка	64	23	300	Аустенит ≈90 %
2. Термообработка, пластическое деформирование при 77 K до $\varepsilon \le 20$ % с последующим отпуском при 300 K	125	118	360	Мартенсит ≈80 %
3. Термообработка, пластическое деформирование при 77 K до $\varepsilon \le 20$ % с последующим отпуском при 678 K под напряжением $\sigma_н = 0{,}2\sigma_{0,2}$	158	149	730	Мартенсит ≈90 %

Примечание. Термообработку для всех вариантов технологии проводили в соответствии с ГОСТ 5582–72.

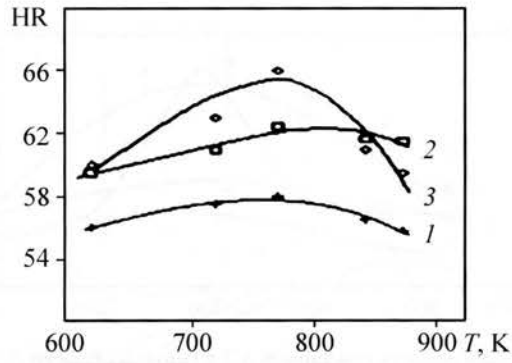


Рис. 1. Зависимость твердости HR стали 08Х18Н10Т от температуры отпуска *T* термически обработанных (*1*), прошедших дополнительно деформирование при 77 К до $\varepsilon \le 20$ % с отпуском при 720 К (*2*) и деформационное старение при 720 К под нагрузкой $\sigma_н = 0{,}5\sigma_{0,2}$ (*3*)

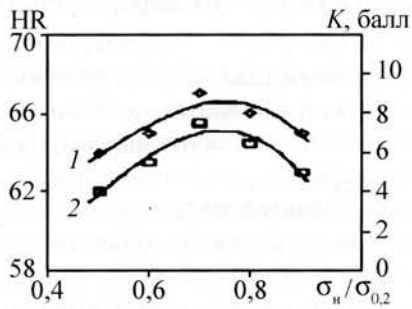


Рис. 2. Зависимость твердости HR (*1*) и балла зерна *K* (*2*) от нагружения $\sigma_н/\sigma_{0,2}$ после отпуска при температуре 770 К в стали 08Х18Н10Т

Последующий отпуск при повышенных температурах влияет как на содержание мартенсита и размер зерна, так и на механические свойства стальных образцов (рис. 1).

Характерная зависимость размеров зерна, твердости и процентного содержания мартенсита от нагружения (рис. 2) и температуры старения (рис. 3) наблюдается в результате деформационного старения образцов стали 08Х18Н10Т. Изменение твердости можно объяснить либо высокой степенью фазового наклепа аустенита, вызванного мартенситным превращением, либо высокой твердостью самих кристаллов мартенсита, либо наличием дисперсных частиц карбидной фазы, обусловленным распадом пересыщенного твердого раствора.

Оптимальным интервалом температур оказалась область между 680 и 780 К, в которой наряду с повышением твердости отмечается улучшение прочностных параметров стали (рис. 4).

Дальнейшее повышение температуры, как и увеличение напряжения при отпуске, приводит к замет-

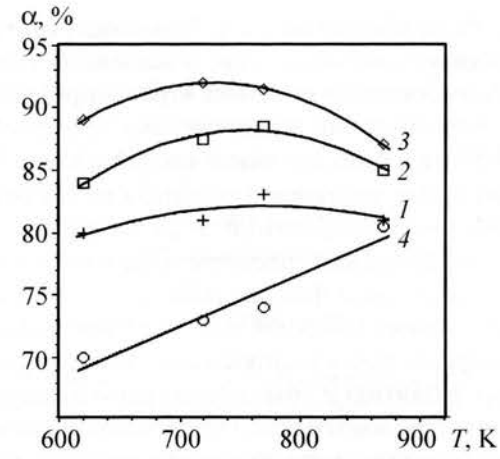


Рис. 3. Зависимость содержания мартенсита α в стали 08Х18Н10Т от температуры отпуска *T* при напряжении $\sigma_н$:
1 – $0{,}5\sigma_{0,2}$; *2* – $0{,}7\sigma_{0,2}$; *3* – $0{,}9\sigma_{0,2}$; *4* – без нагрузки

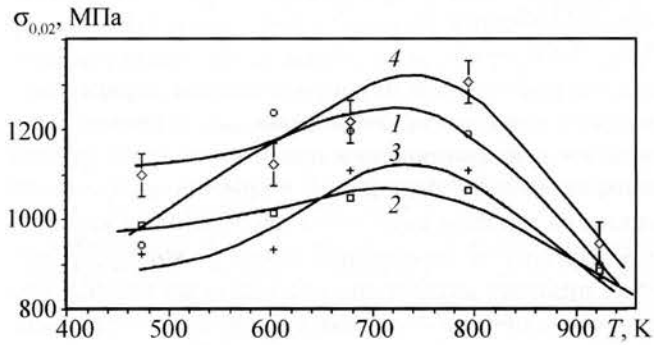


Рис. 4. Зависимость сопротивления малым пластическим деформациям $\sigma_{0,02}$ стали 12Х18Н10Т от температуры отпуска *T* при напряжении $\sigma_н$:
1 – без нагрузки; *2* – $0{,}1\sigma_{0,2}$; *3* – $0{,}15\sigma_{0,2}$; *4* – $0{,}2\sigma_{0,2}$

ному спаду твердости и изменению прочностных свойств аустенитных хромоникелевых сталей. Можно полагать, что отпуск под нагрузкой при оптимальных температурах способствует развитию следующих основных процессов:

- первоначальное увеличение содержания мартенсита в объеме обрабатываемой стали;
- локальные изменения дислокационной структуры в местах действия пиковых напряжений;
- деформационное старение мартенсита и др.

Другими словами, дополнительное нагружение в процессе отпуска закаленной и пластически деформированной при 77 К аустенитной стали приводит к образованию мартенситных α-кристаллов с ОЦК-структурой и формированию тонкой кристаллической структуры.

Исследование макроструктуры и тонкой кристаллической структуры аустенитной хромоникелевой

стали, а также процессов, способствующих ее образованию в результате обработки, показывает, что каждый из этих основных факторов играет определенную роль в сопротивлении пластическому деформированию и влияет на механические свойства стали [8].

Образование мартенсита сопровождается возникновением микронапряжений за счет сдвигового характера превращения, несоответствия решеток исходной и конечной фаз, а также за счет большого удельного объема конечной мартенситной фазы. Высокая скорость роста мартенситных кристаллов способствует развитию и сохранению упругих напряжений в структуре мартенсита. Особо высоких значений внутренние остаточные напряжения достигают в вершинах мартенситных кристаллов аустенитного зерна. В зонах пиковых напряжений возможно зарождение дислокаций [9, 10].

Методом электронной микроскопии установлено, что деформация аустенита при температуре около 730...780 К приводит к образованию ячеистой кристаллографической неупорядоченной структуры с высокой и неоднородной плотностью дефектов. В результате деформирования при низких температурах зоны скопления дислокаций в кристаллах аустенита остаются местами скопления дислокаций в кристаллах мартенсита деформации после $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения, поэтому разделение аустенита на ячейки при термомеханической обработке приводит к фрагментации кристаллов мартенсита [11, 12].

Протекание микропластической деформации в реальных кристаллических телах при их нагружении в макроупругой области известно давно [13–15]. Дислокационная природа этого явления не вызывает сомнения. В мартенсите релаксация микронапряжений может протекать как за счет диффузионного перераспределения примесных атомов, и в первую очередь углерода, так и путем взаимодействия атомов внедрения с другими дефектами и развития микросдвигов.

Однако изучение механизма зарождения и развития микропластических сдвигов в объеме кристаллических материалов проводится постоянно. Знание закономерностей и механизмов микропластической деформации материала при его макроупругом нагружении, учитывающем особенности реальной структуры и характер распределения напряжений в металле, чрезвычайно важно при разработке технологических процессов формирования физико-механических характеристик.

Параметры АЭ позволяют судить о кинетике процессов деформации и разрушения, а также о характере протекающих процессов в сталях, прошедших соответствующую обработку. Установлено, что состояние структуры аустенитной хромоникелевой стали влияет на параметры АЭ.

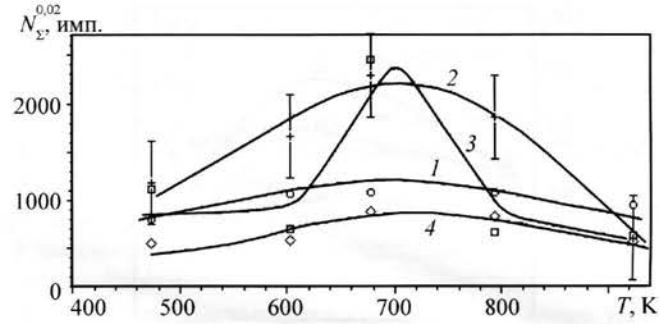


Рис. 5. Зависимость суммарной АЭ в упругой области $N_{\Sigma}^{0,02}$ от температуры T деформационного старения при напряжении $\sigma_н$: *1* – без нагрузки; *2* – $0{,}1\sigma_{0,2}$; *3* – $0{,}15\sigma_{0,2}$; *4* – $0{,}2\sigma_{0,2}$

Характерной особенностью поведения суммарной АЭ $N_{\Sigma}^{0,02}$ в области упругих деформаций (от начала нагружения до деформации, соответствующей пределу упругости) в стали 12Х18Н10Т, подвергнутой механико-термической обработке согласно варианту 3 (см. табл. 2), является наличие максимума ее зависимости от температуры деформационного старения (рис. 5). Такой характер зависимости отмечается при всех нагрузках отпуска в области температур 680...780 К (рис. 5, кривые *1–4*).

Наличие максимума на кривых изменения предела упругости $\sigma_н$ и суммарной АЭ в зависимости от температуры деформационного старения, вероятнее всего, обусловлено процессами $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения и старения мартенсита, в частности карбидообразованием. Температура, соответствующая максимуму, по-видимому, является температурой, при которой завершаются процессы формирования карбидов. Аналогичные результаты были получены в работе [16] на сталях со структурой мартенсита закалки, в которых основными источниками АЭ в области упругих деформаций выступали растрескивание карбидов и дислокационные процессы.

Характер изменения $N_{\Sigma}^{0,02}$ в зависимости от напряжения отпуска согласуется с поведением сопротивления малым пластическим деформациям $\sigma_{0,02}$, а именно: указанные зависимости носят противоположный характер. Наиболее явно это проявляется в интервале температур 680...780 К. Сравнительно низкий уровень суммарной АЭ в упругой области (см. рис. 5, кривая *4*) и соответствующее ему высокое значение предела упругости (см. рис. 4, кривая *4*) при напряжении отпуска $0{,}2\sigma_{0,2}$ объясняются релаксацией остаточных напряжений в кристаллической решетке, способствующей созданию стабильной внутренней структуры материала.

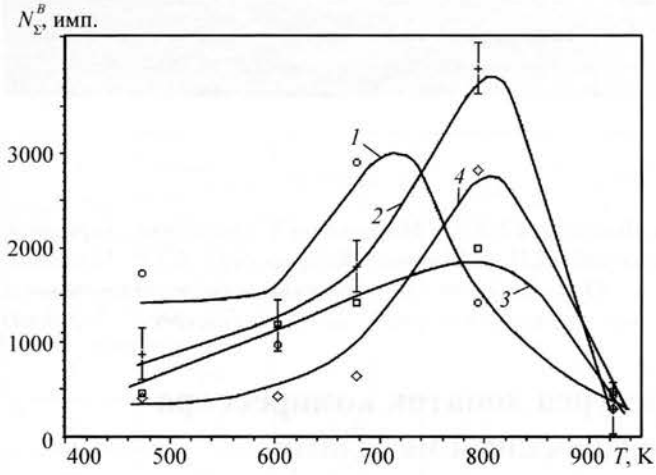


Рис. 6. Зависимость суммарной АЭ в области пластического течения N_Σ^B от температуры T деформационного старения при напряжении $\sigma_н$:
1 – без нагрузки; *2* – $0{,}1\sigma_{0,2}$; *3* – $0{,}15\sigma_{0,2}$; *4* – $0{,}2\sigma_{0,2}$

Аналогично ведет себя суммарная АЭ в зависимости от температуры деформационного старения в пластической области N_Σ^B, достигая максимальных значений в приведенном температурном интервале (рис. 6), что связано с перераспределением роли вязкого и хрупкого разрушения образцов.

Значение N_Σ^B монотонно снижается с ростом напряжения отпуска, за исключением указанной области температур, в которой тенденция к снижению может быть нарушена процессами хрупкого разрушения, являющимися наиболее вероятным источником АЭ.

Заключение

Установлено, что отпуск при нагрузке в интервале температур 680...790 К приводит к повышению механических характеристик – предела упругости и микротвердости. Суммарная акустическая эмиссия в упругой области при этом достигает максимального значения в зависимости от температуры отпуска, что объясняется протеканием процессов старения мартенсита, $\gamma \rightarrow \alpha$- и обратного $\alpha \rightarrow \gamma$-превращений.

Повышению всех механических характеристик аустенитной стали, пластически деформированной при низкой температуре, в результате отпуска при нагрузке в оптимальном напряженном состоянии соответствует снижение всех рассмотренных параметров АЭ, обусловленное достижением более стабильного состояния структуры обрабатываемой стали за счет процессов релаксации внутренних напряжений.

Таким образом, из представленных результатов исследований следует, что поведение параметров АЭ зависит от способа и режима обработки стали, которые влияют на состояние образовавшейся структуры. Накопленная в объеме изделия потенциальная энергия выделяется в виде акустического излучения, по интенсивности которого можно судить о фактических значениях внутренних напряжений.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Иванов В.И., Белов В.М.** Акустико-эмиссионный контроль сварки и сварных соединений. М.: Машиностроение, 1981. 184 с.

2. **Роганин М.Н.** Методика обработки сигналов акустической эмиссии на компьютере // Изв. Таганрогского радиотехн. ун-та. 2006. № 5. С. 114–118.

3. **Влияние** знакопеременного нагружения на мартенситное превращение аустенитной стали // И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов и др. Проблемы прочности. 1976. № 9. С. 76–78.

4. **Курдюмов Г.В.** Явление закалки и отпуска стали. М.: Металлургиздат, 1960. 340 с.

5. **Гуляев А.П., Черненко Н.В.** Влияние деформации при низких температурах на фазовые превращения и свойства аустенитной стали 1Х18Н9Т // Металловедение и термическая обработка металлов. 1957. № 5. С. 2–7.

6. **Новиков Н.В., Городынский Н.И.** Влияние низкотемпературного растяжения на механические свойства стали 08Х18Н10Т // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 2. С. 67–68.

7. **Влияние** низкотемпературной деформации и отпуска под нагрузкой на механические свойства стали 08Х18Н10Т / Н.В. Камышанченко, И.И. Сальников, Ю.А. Ольшанский и др. // Энергомашиностроение. 1983. № 4. С. 26–27.

8. **Курдюмов Г.В.** О природе твердости закаленной стали // Журнал технической физики. 1954. Т. XXIV. Вып. 7. С. 1224–1267.

9. **Бенгус В.З.** Динамика дислокаций. Киев: Наук. думка, 1975. С. 234.

10. **Орлов В.Г.** О деформации поликристаллического железа на площадке текучести // ФТТ. Т. 9. № 8. 1967. С. 3231–3240.

11. **Ужевский Л.М.** Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 582 с.

12. **Козлов А.Г., Ужевский Л.М.** Наследование мартенситом субграниц, существующих в аустените конструкционной стали // Физика металлов и металловедение. 1974. Т. 37. Вып. 1. С. 218–220.

13. **Фридель Ж.** Дислокации. М.: Мир, 1967. 642 с.

14. **Браун Н.** Микропластичность. М.: Металлургия, 1972. 472 с.

15. **Панин В.Е., Дударев Е.Ф., Бушнев Л.С.** Структура и механические свойства твердых растворов замещения. М.: Металлургия, 1971. 298 с.

16. **Ильина С.Г., Забильский В.В., Мерсон Д.Л.** Акустическая эмиссия вблизи предела текучести отпущенных сталей // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 83. Вып. 5. С. 143–151.

В.А. Богуслаев *(ОАО "Мотор Сич", Запорожье, Украина),*
Е.Я. Кореневский, Д.В. Павленко *(Запорожский НТУ, Украина),*
О.Н. Бабенко *(Запорожское машиностроительное конструкторское бюро "Ивченко-Прогресс", Украина)*

Прогнозирование и увеличение ресурса лопаток компрессора авиационных ВРД технологическими методами

Приведены результаты исследования шероховатости, остаточных напряжений, микротвердости и сопротивления усталости лопаток I ступени компрессора двигателя АИ-20 после наработки в эксплуатации до 10 000 ч. Показана возможность увеличения ресурса лопаток компрессора авиационных воздушно-реактивных двигателей (ВРД) технологическими методами.

Results of research of a roughness, residual pressure, microhardness and endurance of blades I steps of the compressor of engine АИ-20 after an operating time in operation till 10 000 hours are presented. The opportunity increase in a resource blades the compressor of aviation air-breathing engines is shown by technological methods.

Исследование влияния длительной наработки деталей авиационной техники на их остаточный ресурс в настоящее время особенно актуально в связи со значительным повышением их стоимости. Лопатки компрессора относятся к наиболее нагруженным элементам конструкции, определяющим ресурс авиационных двигателей, поэтому установление закономерностей изменения их прочностных характеристик в зависимости от продолжительности эксплуатации также является актуальным. Не менее важен и выбор рациональных способов восстановления их прочностных характеристик при очередных ремонтах двигателей.

С ростом наработки двигателей при различных условиях эксплуатации, влияющих на состояние воздушного потока, происходит изменение геометрических параметров и качества поверхности пера рабочих лопаток компрессора. Это существенно влияет на их виброчастотные характеристики, демпфирующие свойства и, соответственно, на прочность.

Целью настоящей работы являлась оценка влияния длительной наработки лопаток на состояние поверхностного слоя и сопротивление усталости, а также возможности увеличения ресурса лопаток компрессора авиационных воздушно-реактивных двигателей технологическими методами.

Исследовали рабочие лопатки I ступени компрессора турбовинтового двигателя после различной наработки на пассажирских и транспортных самолетах, а также после длительной наработки в условиях опытного и серийного производства.

Материал лопаток – сталь 14Х17Н2-Ш; технология изготовления – серийная, без изменения методов формирования геометрии пера, влияющих на качество поверхности. Минимальная наработка – 98 ч, максимальная – 10 232 ч.

Отбор лопаток проводили: при очередных ремонтах двигателей, после выработки ими технического срока службы, а также с двигателей, возвращенных на предприятие-изготовитель по разным причинам неаварийного характера до окончания ресурса. Данные, полученные при исследовании рабочих лопаток I ступени компрессора двигателя АИ-20 после наработки в условиях эксплуатации, приведены в табл. 1.

Апробацию возможных методов восстановления качества поверхности пера и сопротивления усталости выполняли на лопатках с наработкой 5860, 5996 и 10 232 ч.

При исследовании лопаток после наработки определяли:

- состояние поверхности пера: высоту микронеровностей и характер микрорельефа; наличие механических, эрозионных и коррозионных повреждений со стороны спинки и корыта;
- микротвердость материала под поверхностью; степень упрочнения и толщину упрочненного слоя;
- осевые остаточные напряжения в поверхностном слое пера со стороны спинки (более напряженной по сравнению с корытом) и характер их изменения с ростом наработки;
- пределы выносливости.

Таблица 1

Результаты исследования рабочих лопаток после наработки в эксплуатации

Наработка, ч	Микротвердость поверхностного слоя, МПа	Микротвердость сердцевины, МПа	Степень упрочнения, %	Толщина упрочненного слоя, мкм
0	3140	2650	118,5	25...28
98	3160	2660	118,6	25...30
182	3170	2690	117,9	25...30
298	3290	2850	115,3	20...23
494	3270	2830	115,5	25...30
735	3280	2920	112,4	25...30
994	3200	2800	114,3	15...20
997	3100	2800	110,6	20...25
1006	3260	2830	115,0	25...30
1079	3210	2800	114,8	25...30
1205	3240	2830	114,4	20...25
1276	3180	2770	114,7	25...30
1491	3220	2790	115,2	20...23
1494	3240	2800	115,6	18...20
1985	3220	2790	115,6	25...28
2060	3010	2680	112,2	23...28
3002	3120	2690	116,0	15...20
3997	3040	2620	120,5	20...25
5860	3080	2670	115,5	28...31
5996	3110	2660	116,8	25...28
10 232	3060	2660	115,0	20...25

Для сравнения исследовали лопатки без наработки. Основные характеристики качества поверхности пера и пределы выносливости определяли также на лопатках после восстановления их технологическими методами.

Как показало измерение шероховатости на пере лопаток после наработки (рис. 1), по истечении первой тысячи часов высота неровностей уменьшилась под воздействием воздушного потока, содержащего

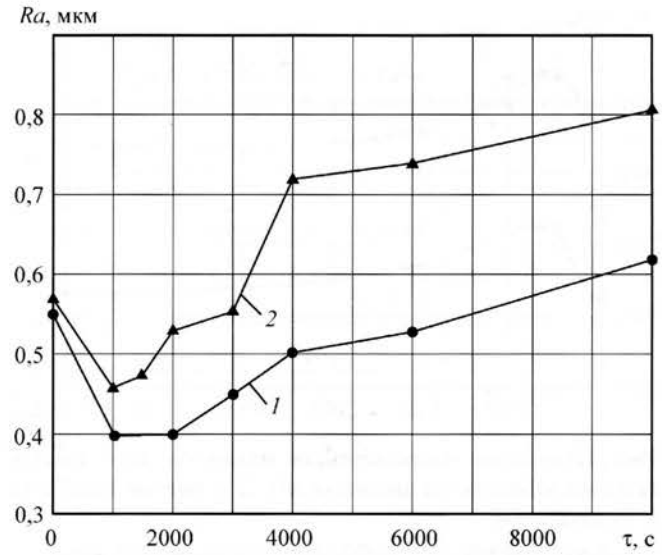


Рис. 1. Изменение шероховатости поверхности пера рабочих лопаток I ступени компрессора двигателя АИ-20 с ростом наработки в эксплуатации:
1 – со стороны спинки; *2* – со стороны корыта

взвешенные твердые частицы: со стороны спинки – на 0,15 мкм, со стороны корыта – на 0,09 мкм. При дальнейшей эксплуатации двигателей до 10 000 ч включительно шероховатость на спинке увеличивалась, оставаясь в пределах исходного значения.

Со стороны корыта произошло более заметное увеличение высоты микронеровностей вследствие развития эрозии и появления механических микроповреждений. После 4000 ч их высота на поверхности корыта соответствовала Ra = 0,7...0,72 мкм и при дальнейшей эксплуатации увеличивалась незначительно благодаря полировальному эффекту – абразивному износу вершин выступов поврежденного эрозией поверхностного слоя.

Микротвердость, измеренная на приборе ПМТ-3 в поверхностном слое пера и в сердцевине при последовательном удалении тонких слоев металла (0,005...0,010 мм) электролитическим полированием, с ростом наработки двигателей также заметно изменяется.

За время первой тысячи часов в результате "тренировки" материала – переменной деформации пера от вибрации при максимальном напряжении, не превышающем предела выносливости, микротвердость в сердцевине повысилась от 2650 до 2850 МПа. Однако с увеличением наработки (рис. 2, табл. 1) она постепенно снижается и после 4000 ч возвращается к исходному значению. Это дает основание полагать, что состояние механических характеристик "тренированного" материала в условиях длительного высокочастотного нагружения неустойчиво.

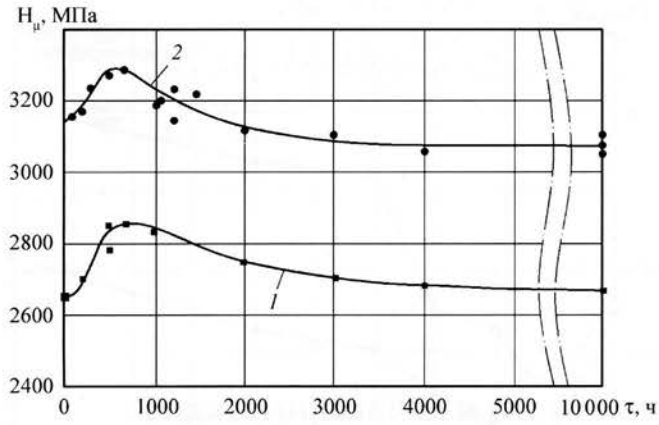


Рис. 2. Изменение микротвердости материала пера лопаток I ступени компрессора двигателя АИ-20 с ростом наработки в эксплуатации:
1 – в сердцевине; *2* – в поверхностном слое со стороны спинки

Аналогичным образом происходит изменение микротвердости и в поверхностном слое пера, но ее снижение начинается несколько раньше – после наработки 700...800 ч – и протекает более интенсивно вследствие появления и развития эрозии, нарушающей сплошность материала. При этом степень повышения микротвердости под поверхностью пера за время наработки 1000...1200 ч снижается на 2...3 %, чем подтверждается образование и развитие поврежденного слоя.

Заметное снижение микротвердости продолжается до 6000 ч включительно. Затем происходит стабилизация параметров поверхностного слоя, что наряду с весьма незначительным изменением микрогеометрических характеристик, свидетельствует о предельном накоплении повреждений в единичных объемах материала под поверхностью пера и прекращении интенсивного разупрочнения лопаток под действием внешних факторов.

При исследовании напряженного состояния пера с помощью прибора ПИОН-2 у подавляющего числа новых лопаток были зафиксированы стабильные по уровню остаточные напряжения сжатия в пределах 250...350 МПа, проникающие на глубину 50...70 мкм. Растягивающие напряжения, не превышающие 350...400 МПа, отмечены на единичных лопатках в тонком поверхностном слое (до 25 мкм). Релаксация растягивающих напряжений начинается с момента эксплуатации двигателей и полностью завершается в течение 1300...1500 ч (рис. 3), что подтверждается их отсутствием в поверхностном слое лопаток с более длительной наработкой (до 10 000 ч включительно).

Остаточные напряжения сжатия до 2000 ч остаются без изменения, затем постепенно уменьшаются и после наработки 4000 ч не превышают 180 МПа, а после

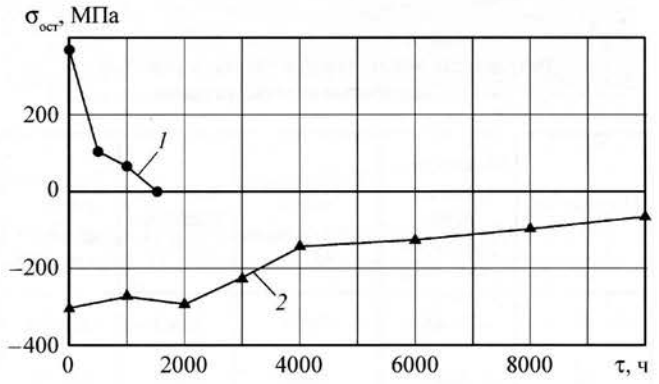


Рис. 3. Изменение максимальных остаточных напряжений растяжения (*1*) и сжатия (*2*) на спинке лопаток I ступени компрессора двигателя АИ-20 с ростом наработки в эксплуатации

10 000 ч – 120 МПа. Уравновешивающие их растягивающие напряжения в сердцевине пера, достигавшие у новых лопаток 150...180 МПа, были зафиксированы только на лопатках с наработкой до 2000 ч.

Полученные результаты исследования свидетельствуют о более устойчивом характере остаточных напряжений сжатия в сравнении с растягивающими в условиях переменной деформации материала пера при резонансных колебаниях лопаток, влияние которой на его основные механические характеристики весьма близко к упрочнению наклепом.

Причиной релаксации сжимающих напряжений является образование дефектного слоя: накопление микроповреждений, эрозии и коррозии, вызывающих нарушение сплошности материала.

Влияние длительной эксплуатации двигателей на сопротивление материала лопаток компрессора усталостному разрушению устанавливали по изменению их предела выносливости за время наработки. Испытание проводили на электромагнитном вибраторе при резонансных колебаниях основного тона 330...350 Гц. База испытания составляла $1 \cdot 10^7$ циклов; условия – комнатные. Отсчет циклов до разрушения или окончания установленной базы осуществляли с помощью электронного счетчика. Начало разрушения фиксировали по уменьшению амплитуды колебания пера и падению резонансной частоты лопатки. На заданный уровень напряжения выходили по тензодатчику, наклеенному в узле колебаний со стороны спинки, и контролировали его по размаху конца пера с помощью оптического устройства.

Пределы выносливости определяли по результатам испытания не менее пяти лопаток из каждого комплекта, не имеющих механических повреждений в области усталостного разрушения.

Вибратор, смонтированный на плите массой 300 кг, был подвешен на четырех струнах диаметром 3 мм и длиной 2000 мм, что исключало рассеивание

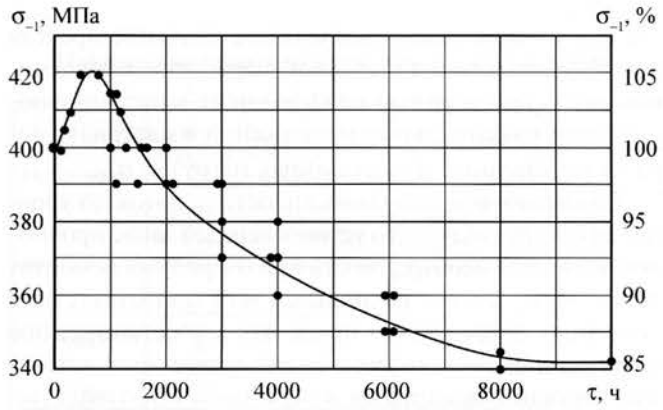


Рис. 4. Изменение предела выносливости рабочих лопаток I ступени компрессора двигателя АИ-20 при длительной наработке

энергии в фундамент и позволяло проводить оценку демпфирующих свойств лопаток по логарифмическому декременту, полученному из виброграмм свободных колебаний.

Испытания лопаток на усталость после наработки показали (табл. 2, рис. 4) повышение их предела выносливости от 400 до 420 МПа (или на 5 % в сравнении с лопатками без наработки) в начальный период длительной эксплуатации двигателей – до 1000...1200 ч.

Причиной этого повышения, как было установлено при исследовании качества поверхности пера, явилось доминирующее влияние факторов, способствующих росту несущей способности материала лопаток: его "тренировки" и полной релаксации за данный период времени неустойчивых при переменных нагрузках растягивающих остаточных напряжений в поверхностном слое пера, а также наличие полировального эффекта – сглаживания шероховатости воздушным потоком, содержащим взвешенные твердые частицы.

С увеличением наработки, начиная с 1200...1300 ч, происходит интенсивное снижение предела выносливости лопаток вследствие развития эрозии и коррозии под напряжением; механических микроповреждений пера, особенно на входной кромке; релаксации довольно устойчивых при переменных нагрузках остаточных напряжений сжатия. После наработки 5000...6000 ч накопление повреждений в поверхностном слое пера приближается к предельному уровню, процесс разупрочнения лопаток становится менее интенсивным и при дальнейшей эксплуатации практически прекращается.

Кроме того, в условиях вибрации этому способствует появление барьеров дислокаций под поверхностью пера, препятствующих образованию новых вакансий в кристаллических решетках материала, а также не уменьшающееся влияние полировального

Таблица 2

Пределы выносливости рабочих лопаток после наработки в эксплуатации

Наработка, ч	Предел выносливости σ_{-1}	
	МПа	%
0	400	100,0
98	400	100,0
195	405	101,3
298	410	102,5
494	420	105,0
735	420	105,0
994	380	95,0
997	415	103,75
1006	400	100,0
1035	415	103,8
1079	390	97,5
1225	410	102,5
1276	400	100,0
1491	390	97,5
1494	400	100,0
1500	400	100,0
1985	390	97,5
1989	400	100,0
2060	390	97,5
2900	370	92,5
2990	390	97,5
3002	390	97,5
3010	380	95,0
3989	360	90,0
3991	370	92,5
3993	370	92,5
3997	380	95,0
5860	350	87,5
5888	360	90,0
5991	360	90,0
5996	350	87,5
8001	345	85,0
10 232	340	77,5

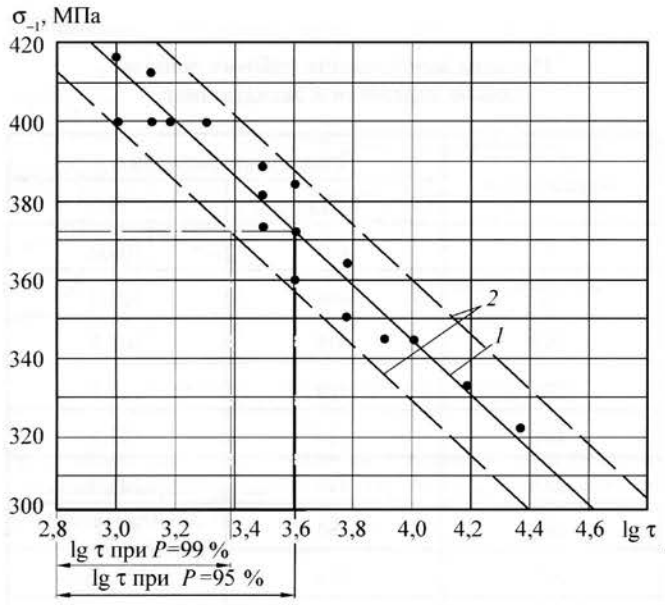


Рис. 5. Схема прогнозирования ресурса лопаток с вероятностью 95 (*1*) и 99 % (*2*)

эффекта, сопровождающегося полным или частичным удалением поврежденного слоя.

Статистическая обработка результатов испытаний на усталость показала с вероятностью 95 % наличие степенной зависимости предела выносливости исследуемых лопаток компрессора от наработки (рис. 5). Это подтверждается полученным уравнением эмпирической линии регрессии связи между ними в полулогарифмической системе координат:

$$Y_i = 623{,}9035 - 70{,}4869 X_i, \qquad (1)$$

где Y_i – предел выносливости лопаток после наработки в течение i ч, МПа;

X_i – логарифм наработки, ч.

Существенным подтверждением доминирующего влияния наработки на снижение предела выносливости лопаток при наличии других неблагоприятных факторов является полученный коэффициент корреляции связи между ними $-R = 0{,}97$, приближающийся к единице.

При известном уровне максимальных переменных напряжений в материале пера, полученном при тензометрировании лопаток на всех режимах работы двигателей, и закономерности изменения предела выносливости с ростом наработки (см. рис. 5) их ресурс можно определить с любой приемлемой вероятностью, используя соотношение

$$\sigma_{-1\,д} = k\sigma_{max}, \qquad (2)$$

где $\sigma_{-1д}$ – минимально допустимое значение предела выносливости при длительной наработке, обеспечивающее установленный коэффициент запаса прочности k при максимальном напряжении в материале пера от переменных и постоянных нагрузок σ_{max}.

Снижение предела выносливости лопаток до уровня, не обеспечивающего установленный запас прочности, вызывает необходимость при очередных ремонтах двигателей замены их новыми или при отсутствии серьезных повреждений прибегать к восстановлению качества поверхности пера технологическими методами, хорошо освоенными в серийном производстве: ручным или виброполированием, виброгалтовкой или наклепом стальными шариками на *ультразвуковых установках* (УЗУ).

Для оценки эффективности восстановления каждым методом из числа исследуемых были отобраны лопатки с наработкой 5862 ч, которые подвергали ручному полированию и виброполированию, а также лопатки с наработкой 5996 и 10 232 ч для восстановления виброгалтовкой и поверхностным пластическим деформированием стальными шариками на УЗУ.

После восстановления измеряли основные характеристики качества поверхности пера: шероховатость, параметры наклепа, остаточные напряжения, а также определяли пределы выносливости при исследовании новых лопаток и лопаток после наработки (табл. 3).

Как видно по данным табл. 3, после ручного и виброполирования предел выносливости лопаток с наработкой 5860 ч увеличился на 12,5 % – от 350 до 400 МПа, т.е. до уровня новых лопаток – без наработки, благодаря удалению поврежденного слоя и восстановлению основных характеристик качества поверхности – шероховатости, наклепа, остаточных напряжений.

Предел выносливости лопаток с наработкой 5996 ч как после виброгалтовки, так и после наклепа поверхности пера стальными шариками на УЗУ увеличился от 350 до 430 МПа, или 22,85 %, что на 7,5 % выше, чем у лопаток без наработки.

В результате виброгалтовки и обработки на УЗУ лопаток с наработкой 10 232 ч (в обоих случаях) произошло одинаковое увеличение предела выносливости – от 340 до 430 МПа, или на 20,9 %, вследствие образования благоприятного в отношении несущей способности материала сочетания характеристик качества поверхности.

Совместный анализ результатов исследования качества поверхности и испытаний на усталость дает основание полагать, что при виброгалтовке вследствие полировального эффекта из-за касательного перемещения шариков относительно обрабатываемой поверхности происходит удаление поврежденного слоя и образуется благоприятный микрорельеф с вы-

Таблица 3

Пределы выносливости исследуемых лопаток компрессора до восстановления технологическими методами и после него

Наработка, ч	Предел выносливости после наработки		Предел выносливости после восстановления							
			ручным полированием		виброполированием		виброгалтовкой		стальными шариками на УЗУ	
	МПа	%	МПа	%	МПа	%	МПа	%	МПа	%
0	400	100,0	–	–	–		–	–	–	–
5860	350	87,5	400	100	400	100	–	–	–	–
5996	350	87,5	–	–	–	–	430	107,5	430	107,5
10 232	340	82,4	–	–	–	–	430	107,5	430	107,5

сотой неровностей Ra = 0,2...0,4 мкм. В сравнении с ручным полированием после виброгалтовки отсутствуют царапины от абразивных зерен – резкие концентраторы напряжений, снижающих несущую способность материала при его переменной деформации.

В процессе виброгалтовки пластически деформированный слой распространяется на глубину 70...80 мкм с остаточными напряжениями сжатия у поверхности 150...200 МПа при общей глубине их залегания 80...120 мкм. Благодаря полировальному эффекту степень упрочнения после виброгалтовки не превышала 118...124 % при микротвердости поверхностного слоя материала 3120...3300 МПа.

При обработке лопаток с наработкой 5996 и 10 232 ч стальными шариками на УЗУ доминирующими факторами восстановления и повышения предела выносливости являются наклеп и образование остаточных напряжений сжатия, проникающих на большую глубину. После обработки на УЗУ пластически деформированный слой на исследуемых лопатках достигал 120 мкм, степень упрочнения составляла 125...126 % при микротвердости материала под поверхностью 3330...3360 МПа. При этом глубина залегания остаточных напряжений сжатия достигала 160...180 мкм, а максимальная величина у поверхности составляла 200...300 МПа.

Шероховатость поверхности после обработки на УЗУ не имела направленной ориентации при высоте микронеровностей Ra = 0,45...0,6 мкм. Полученное состояние поверхностного слоя способствует нейтрализации закрытых концентраторов напряжений – микротрещин, образовавшихся на пере в результате эрозии и наличия вибрационных нагрузок, снижающих сопротивление материала усталостному разрушению.

Первоначальные очаги усталостных разрушений у большинства лопаток после наработки располагались на входных кромках, в наибольшей мере подвергающихся эрозии материала, мелким механическим повреждениям и абразивному износу при значительном рассеянии мест изломов по длине пера.

После восстановления качества поверхности пера все лопатки независимо от способа обработки разрушались с поверхности спинки в области узла колебаний основного тона, т.е. в месте максимальных переменных напряжений. При этом рассеяние мест изломов по длине пера было минимальным, что свидетельствует о стабильном качестве поверхности пера лопаток после всех рассмотренных методов обработки, кроме ручного полирования.

На основании изложенного можно сделать следующие **выводы:**

1) из результатов испытаний на усталость (см. рис. 3) очевидно, что повышение пределов выносливости исследуемых лопаток компрессора в начале длительной эксплуатации двигателей до 1200...1300 ч вследствие тренировки материала и благоприятных изменений в поверхностном слое пера обеспечивает надежный запас прочности их в течение ресурса продолжительностью 1500...2000 ч;

2) достоверно установленная с вероятностью 95 % степенная зависимость разупрочнения лопаток от наработки двигателей позволяет прогнозировать с учетом напряженного состояния пера от эксплуатационных нагрузок их технический срок службы с надежным запасом прочности;

3) при отсутствии серьезных повреждений достаточно эффективными и экономически приемлемыми технологическими методами восстановления качества поверхности пера и сопротивления усталости лопаток компрессора при очередных ремонтах двигателей с большим ресурсом можно считать виброгалтовку и обработку стальными шариками на ультразвуковых установках, которые широко применяются в серийном производстве. Не исключается ручное полирование пера при незначительном разупрочнении лопаток и небольших объемах производства.

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

Оценка предельных режимов алмазного выглаживания с учетом физико-механических свойств поверхностного слоя

На основе рассмотрения процесса деформирования в одной плоскости при плоскодеформируемом состоянии металла и исходя из равновесия сил получено выражение для расчета нормальной силы при алмазном выглаживании, соответствующей переходу к микрорезанию, и установлена предельная деформация с учетом физико-механических свойств обрабатываемого материала.

On the basis of the examination of the process of deformation in one plane with the flat state of metal being deformed and, on the basis of the equilibrium of forces obtained expression for calculating the normal force with the diamond burnishing, which corresponds to passage to the microcutting is established maximum deformation taking into account the physical and mechanical properties of the workable material.

В процессе алмазного выглаживания, выполняемого на финишных стадиях технологического процесса, при определенных условиях возникает нарушение пластического оттеснения материала, сопровождающееся процессом стружкоотделения (микрорезания). В технической литературе этому вопросу посвящено достаточно много работ, касающихся *поверхностного пластического деформирования* (ППД) с использованием различных кинематики процесса, формы и размеров индентора. Например, в работе [1] на основе рассмотрения напряженно-деформированного состояния в очаге деформации при обработке вращающимся роликом (трение качения) предлагается осуществлять срезание волны материала перед индентором. Применительно к поверхностям деталей с покрытиями такой подход, имеющий определенные практические сложности, не представляется приемлемым. В частности, при упрочнении титановых сплавов это приведет к невозможности нормального процесса ППД из-за адгезионного схватывания в зоне контакта, так как будет удален предварительно формируемый защитный слой.

Определенным недостатком методик по регламентации процесса ППД является наряду с их эмпирическим подходом отсутствие учета реального физического состояния поверхностного слоя, который претерпевает определенные изменения на предшествующих технологических операциях, не всегда поддающиеся четкой регламентации. Важно также подчеркнуть, что широко используемые методы оценки механических свойств материала по результатам измерения твердости и микротвердости не всегда достаточно информативны в такой постановке вопроса.

В связи с изложенным *целью* работы является исследование процесса деформирования алмазным выглаживанием с определением условий, необходимых для начала микрорезания, учета реального состояния поверхностного слоя перед упрочнением и закономерностей формирования микропрофиля при обработке этим видом ППД.

Достижение поставленной цели основывается на использовании записи и обработки диаграммы вдавливания сферического алмазного индентора с непрерывной регистрацией нормальной силы P_y и глубины внедрения при нагружении h_Σ и разгружении [2, 3]. Такая методика позволяет описать упругопластическое вдавливание уравнением

$$P_y = ah_\Sigma^n,$$

где a – коэффициент, зависящий от физико-механических свойств исследуемого материала;

$n \geq 1$ – показатель степени.

Кроме этого, представляется возможным оценить модуль упругости E, рассчитать контактные давления q и степень деформации в отпечатке ε при соотношении между ними в виде

$$q = B\varepsilon^\alpha;$$

$$\varepsilon = k_\varepsilon \sqrt{\frac{h_\Sigma}{R_{сф}}},$$

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

$\alpha = 2n - 2$ – показатель степени, учитывающий рост давления от деформации;

$k_\varepsilon \approx 0{,}11$;

$R_{сф}$ – радиус сферической части индентора.

Проводя аналогию с ортогональным резанием [4], будем рассматривать процесс деформирования–резания в одной плоскости при плоскодеформируемом состоянии металла. Равновесие сил при микрорезании может быть получено, если рассматривать стружку как свободное тело.

Геометрическая трактовка по этому вопросу представлена на рис. 1, согласно которому:

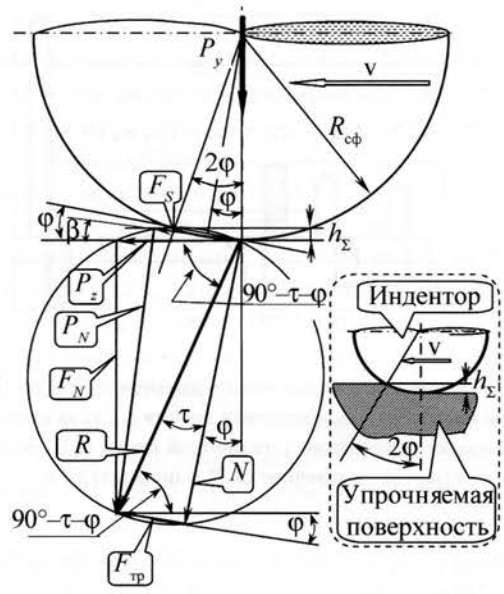


Рис. 1. Схема действия сил на поверхности сферического индентора при его тангенциальном смещении

2φ – угол контакта сферы при тангенциальном смещении (упругое восстановление при этом не рассматривается); при этом cos φ = $(R_{сф} - h_\Sigma)/R_{сф}$;

h_Σ – упругопластическая глубина внедрения индентора;

N – сила, направленная по нормали к поверхности индентора на участке контакта с материалом;

$F_{тр}$ – сила трения;

R – равнодействующая сила;

τ – угол трения; при этом tg τ = $f_{тр} = F_{тр}/N$ ($f_{тр}$ – коэффициент трения);

β – угол сдвига;

P_z и F_N – силы, действующие в направлении, параллельном движению индентора и перпендикулярном к нему;

F_s и P_N – силы, действующие в плоскости сдвига и по нормали к плоскости сдвига.

Заменив дугу контакта хордой, будем считать, что нормальная сила N направлена под углом φ, т.е. по линии, проходящей из центра сферы через середину контактной площадки.

Дальнейшие рассуждения направлены на то, чтобы определить силу, необходимую для протекания микрорезания, в зависимости от степени деформации в отпечатке.

Из геометрических соображений следует:

$$R_{сф} = \frac{N}{\cos\varphi}; \quad R_{сф} = \frac{F_{тр}}{\sin\tau};$$

$$F_s = R_{сф}\sin(\tau+\varphi-\beta); \quad R_{сф} = \frac{F_s}{\sin(\tau+\varphi-\beta)};$$

$$F_N = R_{сф}\cos(\tau+\varphi) = \frac{F_s\cos(\tau+\varphi)}{\sin(\tau+\varphi-\beta)}.$$

Здесь $F_s = \frac{\tau_s A_z}{\sin\beta}$,

где τ_s – напряжения, действующие в плоскости сдвига;

A_z – проекция площади контакта на ось z.

Приближенно можно считать, что

$$A_z \approx \frac{4}{3}h_\Sigma\sqrt{2R_{сф}h_\Sigma}.$$

Тогда

$$F_N = \frac{\tau_s A_z}{\sin\beta}\frac{\cos(\tau+\varphi)}{\sin(\tau+\varphi-\beta)}. \qquad (1)$$

Соотношение между τ_s и напряжениями σ_N, действующими по нормали к плоскости сдвига, имеет вид

$$\frac{\sigma_N}{\tau_s} = \mathrm{tg}(90-\tau-\varphi+\beta),$$

откуда

$$\tau_s = \sigma_N\,\mathrm{tg}(\tau+\varphi-\beta).$$

Напряжение τ_s зависит от нормальных напряжений (контактных давлений) [4]:

$$\tau_s = \tau_0 + \sigma_N\,\mathrm{tg}\,\theta,$$

где τ_0 – величина касательных напряжений, не зависящая от нормальных;

tg θ – характеризует упрочнение адгезионной связи под действием нормальных напряжений (коэффициент упрочнения адгезионной связи).

С учетом преобразований можно записать:

$$\tau_0 = \sigma_N[\mathrm{tg}(\tau+\varphi-\beta)-\mathrm{tg}\theta];$$

$$\tau_s = \frac{\tau_0}{1-\mathrm{tg}\,\theta\,\mathrm{ctg}(\tau+\varphi-\beta)};$$

$$F_N = \frac{\tau_0 A_z}{\sin\beta}\frac{\cos(\tau+\varphi)}{\sin(\tau+\varphi-\beta)-\mathrm{tg}\,\theta\cos(\tau+\varphi-\beta)}. \qquad (2)$$

Угол сдвига β можно определить из условия $\frac{dF_N}{d\beta} = 0$. Численным дифференцированием (рис. 2, табл. 1) получено, что

$$\beta = \frac{\varphi+\tau-\theta}{2}. \qquad (3)$$

Сделать вывод из формулы (2) о влиянии трения, угла контакта и угла сдвига на силу F_N достаточно сложно. Поэтому были выполнены расчеты, в которых

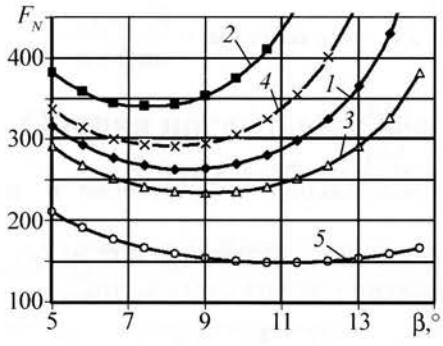


Рис. 2. Зависимость силы F_N (в условных единицах) от угла сдвига β:
1 – φ = 17°, τ = 0, θ = 0; *2* – φ = 15°, τ = 0, θ = 0; *3* – φ = 12°, τ = 6 °, θ = 0; *4* – φ = 20°, τ = 0, θ = 4°; *5* – φ = 20°, τ = 6°, θ = 4°

с учетом соотношения (3) все входящие в формулу (2) величины условно были взяты постоянными и проводилось искусственное изменение одного параметра. Результаты оценки эффективности влияния параметров $f_{тр}$, φ, θ, E, B и n при их условной вариации ±10 % на среднее относительное изменение силы перехода к микрорезанию F_N приведены на рис. 3. Под средним относительным изменением силы F_N следует понимать величину, которая получена после усреднения значений F_N, соответствующих ε = 0,5...0,8 %. Указанный интервал степени деформации ε выбран из тех соображений, что его нижняя граница соответствует переходу от упругого контакта к упругопластическому для материалов с модулем упругости $E \approx 1{,}2 \cdot 10^5$ МПа. Верхняя граница в большинстве случаев соответствует началу перехода к процессу микрорезания.

Таблица 1

Значения силы F_N (в условных единицах) в зависимости от угла сдвига β при разных φ, τ и θ

β, °	φ = 17°, τ = 0, θ = 0	φ = 15°, τ = 0, θ = 0	φ = 12°, τ = 6°, θ = 0	φ = 20°, τ = 0, θ = 4°	φ = 20°, τ = 6°, θ = 4°
6,6	276,5	345,2	251,2	299,7	176,3
7,4	267,1	340,2*	240,9	292,2	165,8
8,2	263,0*	343,2	235,1	290,7*	158,2
9,0	263,5	354,4	233,2*	295,2	152,9
9,8	269,0	375,7	235,1	306,2	149,6
10,6	279,8	410,7	240,9	325,1	148,0*
11,4	297,5	467,0	251,2	355,1	148,0

*Экстремальные значения силы F_N.

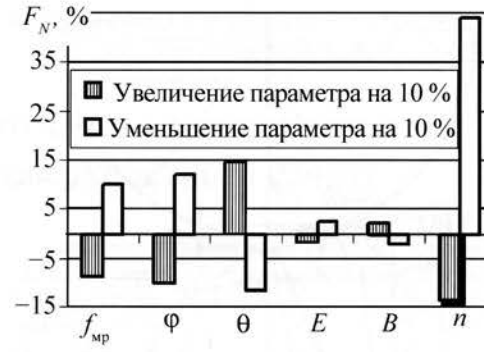


Рис. 3. Среднее относительное изменение силы F_N при 10 %-ной вариации коэффициента трения $f_{тр}$, угла контакта φ, коэффициента упрочнения адгезионной связи tg θ, модуля упругости E, константы прочности B и показателя n

Анализ полученных данных позволяет констатировать следующее:

• сравнительно плавное относительное изменение F_N по мере роста ε в зависимости от всех параметров, кроме tg θ и отрицательной области для n;

• увеличение $f_{тр}$, φ, E и n приводит к уменьшению F_N, при повышении θ и B отмечается рост F_N;

• наименьшее и примерно одинаковое влияние на F_N оказывают параметры B и E, средние изменения наблюдаются для взаимозависимых величин $f_{тр}$ и φ, наибольшие отклонения фиксируются при снижении n.

Из рис. 3 следует, что значение F_N при увеличении n на 10 % снижается на 14 %, а при уменьшении n на 10 % – возрастает на 44 %. Относительно влияния показателя n следует добавить, что он в физическом смысле характеризует упрочнение материала при его пластическом формоизменении. Чем меньше n, тем более пластичен материал, тем больший запас пластичности он имеет и тем выше допустимая сила и степень деформации при алмазном выглаживании. Это подчеркивает важность достаточно точного определения показателя n при аппроксимации кривой нагружения при вдавливании сферического индентора для получения достоверных данных.

Результаты расчетов предельной силы применительно к титановому сплаву ВТ8 (поверхность после газонасыщения при температуре $t_г$ = 700 °С в течение $\tau_г$ = 5 ч) при условной вариации $f_{тр}$ на 10 % в интервале ε = 0,5...0,8 % показали, что 1 %-ное увеличение $f_{тр}$ соответствует снижению F_N на 1,06 %, а 1%-ное уменьшение $f_{тр}$ приводит к росту F_N на 1,25 %. Это свидетельствует о заметном влиянии фрикционных характеристик на эффективность процесса упрочнения и указывает на преимущества использования в качестве материала инденторов природных и синтетических алмазов, имеющих низкий коэффициент трения.

Для расчета искомой силы F_N по формуле (2) необходимо установить значения параметров τ_0 и tg θ.

Если другие переменные в формуле (2) определяются в основном геометрическими и физическими параметрами, то касательные напряжения τ_0 должны учитывать предельные механические характеристики периферийных слоев материала с учетом их изменения в зависимости от предварительного технологического воздействия, например после химико-термической обработки. В научной практике накоплен определенный опыт по оценке tg θ, однако использование в этом случае литературных данных представляется не совсем корректным. Более целесообразно использовать для расчетов зависимости (1), в которой τ_s следует выразить через параметры прочности, получаемые по экспериментальным данным с диаграммы вдавливания и учитывающие упрочнение материала. Очевидно и то, что оценить предельное состояние (предел прочности) на основе диаграммы вдавливания не представляется возможным.

В дальнейшем при решении поставленной задачи исходили из того, чтобы выразить τ_s и tg θ через один параметр, учитывающий эффект упрочнения и получаемый по результатам вдавливания сферического индентора.

Более корректным для оценки механических свойств материала представляется использование контактных давлений при нагружении q.

Принимая во внимание связь между касательными напряжениями τ_s и эффективными напряжениями $\bar{\sigma}$ в виде $\tau_s = \bar{\sigma}/\sqrt{3}$ [4] и допуская, что $\bar{\sigma} = q$, можно с учетом соотношения $q = B\varepsilon^{\alpha}$ записать:

$$\tau_s = B\frac{\varepsilon^{\alpha}}{\sqrt{3}};$$
$$F_N = \frac{B}{\sqrt{3}}\frac{A_z}{\sin\beta}\frac{\cos(\tau+\varphi)}{\sin(\tau+\varphi-\beta)}\varepsilon^{\alpha}. \quad (4)$$

Поскольку в формулах (4) касательные напряжения τ_s выражены через контактные давления, изменение которых в зависимости от технологических факторов и степени деформации учитывается при записи диаграммы вдавливания, то можем исключить из рассмотрения параметр θ, т.е. tg θ = 0. Тогда угол сдвига

$$\beta = \frac{\varphi+\tau}{2}.$$

Выразив параметр A_z через степень деформации, т.е.

$$A_z = \frac{4\sqrt{2}}{3k_{\varepsilon}^3}R_{\text{сф}}^2\varepsilon^3,$$

получим формулу (4) в преобразованном виде:

$$F_N = \frac{8\sqrt{2}}{3\sqrt{3}}\frac{BR_{\text{сф}}^2\varepsilon^{3+\alpha}}{k_{\varepsilon}^3}\frac{\cos(\tau+\varphi)}{1-\cos(\tau+\varphi)}. \quad (5)$$

Таким образом, зависимость (5) выражает силу, при достижении которой начинается процесс микрорезания. Следует отметить, что сила F_N изменяется пропорционально квадрату радиуса индентора, что делает предпочтительным использование инструмента больших размеров.

На практике более удобно проведение оценки предельного состояния по степени деформации. Сравнивая F_N с приложенной нормальной силой P_y, можно определить деформацию, соответствующую переходу от упругопластического оттеснения к микрорезанию, т.е. предельную деформацию $\varepsilon_{\text{пр}}$.

Нормальную (радиальную) силу вдавливания P_y в зависимости от степени деформации можно рассчитать по формуле

$$P_y = 2\pi B\left(\frac{R_{\text{сф}}}{k_{\varepsilon}}\right)^2\varepsilon^2. \quad (6)$$

Приравняем правые части зависимостей (5) и (6):

$$\frac{8\sqrt{2}}{3\sqrt{3}}\frac{BR_{\text{сф}}^2\varepsilon^{3+\alpha}}{k_{\varepsilon}^3}\frac{\cos(\tau+\varphi)}{1-\cos(\tau+\varphi)} = 2\pi B\left(\frac{R_{\text{сф}}}{k_{\varepsilon}}\right)^2\varepsilon^{2n}.$$

После соответствующих преобразований получим выражение для расчета предельной деформации:

$$\varepsilon_{\text{пр}} = \frac{3k_{\varepsilon}\pi}{4\sqrt{2}}\left[\frac{1}{\cos(\tau+\varphi)}-1\right].$$

Значение $\varepsilon_{\text{пр}}$ достаточно просто найти методом последовательных приближений.

На основании полученных зависимостей были выполнены расчеты предельных сил и деформаций для различных титановых сплавов. На рис. 4 показан пример определения $\varepsilon_{\text{пр}}$ и F_N для титанового сплава ВТ8, из которого следует подтверждение о независимости предельной деформации от размеров индентора и меньшей величине предельной силы $P_{y\,\text{пр}}$ для $R_{\text{сф}}$ = 1,5 мм по сравнению с $R_{\text{сф}}$ = 2,5 мм.

Аналогичные результаты для индентора из природного алмаза (см. рис. 4) свидетельствуют о бóльших допустимых силах и деформациях при прочих равных условиях за счет меньшей силы трения при использовании этого материала. Если не принимать во внимание эффективность упрочнения при выглаживании (при использовании синтетического алмаза степень упрочнения выше) в зависимости от свойств материала индентора, то преимущество в использовании следует отдать природному алмазу.

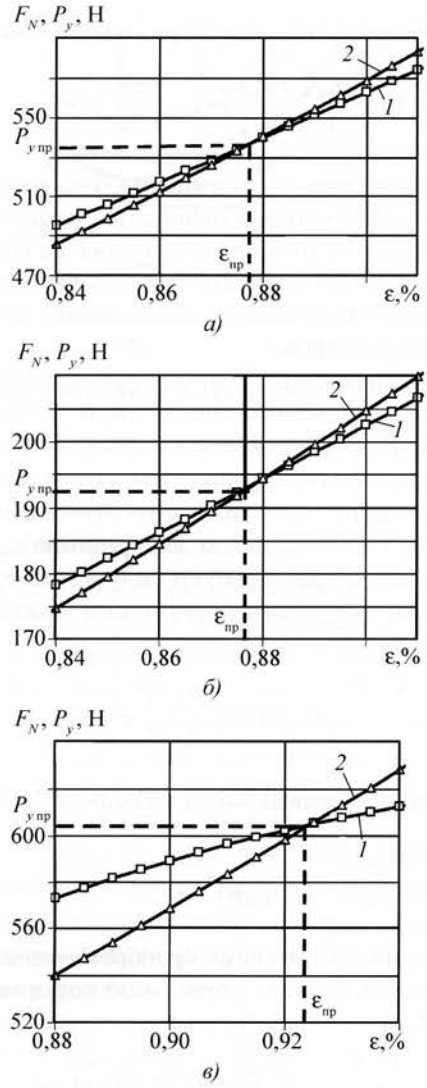


Рис. 4. Зависимости предельной силы F_N (*1*) и силы выглаживания P_y (*2*) от степени деформации ε для титанового сплава ВТ8 с газонасыщенным слоем ($t_г$ = 850 °С, $\tau_г$ = 3,5 ч):
а – индентор из синтетического алмаза, $R_{сф}$ = 2,5 мм; *б* – то же, $R_{сф}$ = 1,5 мм; *в* – индентор из природного алмаза, $R_{сф}$ = = 2,5 мм

Предлагаемая методика позволяет эффективно выявить влияние предшествующей обработки на оцениваемые показатели. В частности, формирование газонасыщенного слоя на поверхности титанового сплава ВТ8 при температуре 850 °С предпочтительнее других вариантов, представленных на рис. 5. Особенно важным можно считать преимущество по величине $\varepsilon_{пр}$, поскольку достигается большее сглаживание микронеровностей исходной шероховатости. В этом случае, например, можно несколько снизить силу выглаживания и вести обработку в более стабильных условиях. Изменение предельной силы и предельной деформации зависит от предварительного технологи-

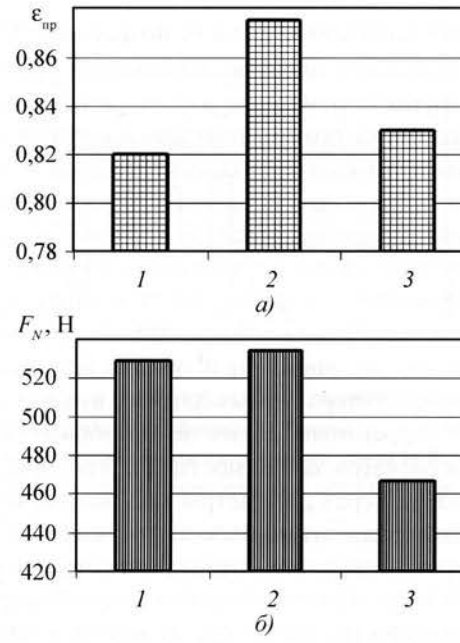


Рис. 5. Влияние технологических факторов на предельную деформацию $\varepsilon_{пр}$ (*а*) и предельную силу F_N (*б*) при обработке титанового сплава ВТ8 с газонасыщенным слоем:
1 – $t_г$ = 700 °С, $\tau_г$ = 5 ч; *2* – $t_г$ = 850 °С, $\tau_г$ = 3,5 ч; *3* – $t_г$ = = 920 °С, $\tau_г$ = 1 ч

ческого воздействия и от комплекса физико-механических свойств поверхностного слоя.

Таким образом, можно заключить, что на основе рассмотрения процесса деформирования в одной плоскости при плоскодеформируемом состоянии металла и исходя из равновесия сил получено выражение для расчета нормальной силы алмазного выглаживания, соответствующей переходу к микрорезанию и установлена предельная деформация с учетом реальных физико-механических свойств обрабатываемого материала, получаемых по результатам записи диаграммы вдавливания сферического алмазного индентора.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Смелянский В.М.** Механика упрочнения деталей поверхностей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 300 с.

2. **Ковалев А.П.** Основные закономерности вдавливания сферического индентора и оценка физико-механических свойств поверхностного слоя // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1. С. 36–41.

3. **Ковалев А.П., Мартынюк А.В.** Контактно-фрикционное взаимодействие при поверхностном пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 8. С. 14–22.

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

5. **Трение**, изнашивание и смазка: справочник: в 2 кн. / под ред. И.В. Крагельского, В.В. Алисина. Кн. 1. М.: Машиностроение, 1978. 400 с.

УДК 261.9.047

В.П. Смоленцев, А.В. Перова, А.В. Бондарь *(Воронежский ГТУ)*

Применение алюминиевых сплавов с покрытием для изготовления технологической оснастки

Рассмотрены возможности использования изделий из алюминиевых сплавов с покрытиями для изготовления технологической оснастки при электрофизических и электрохимических методах обработки. Показано, что при электрохимической размерной обработке применение рассматриваемых материалов с современными видами покрытий вполне обоснованно и перспективно.

The opportunities of use of products from aluminium alloys with coatings as technological equipment at electrophisical and electrochemical methods of processing are considered. It is shown, that at electrochemical dimensional processing application of considered materials with modern kinds of coatings is quite proved and perspective.

При проектировании и изготовлении средств технологического оснащения современная промышленность может испытывать сложности при подборе материалов, способных сочетать в себе требуемые физико-механические свойства. Особенно остро эта проблема проявляется при изготовлении токопроводящих элементов конструкции оснастки, используемой при электрофизических и электрохимических методах обработки, главным отличием которых является сохранение электрических, адгезионных и других свойств при воздействии электрического тока, агрессивной среды и в процессе протекания электрохимических реакций. В работе приведен сравнительный анализ свойств различных материалов, используемых при изготовлении технологической оснастки, выявлены их недостатки и достоинства, рассмотрена возможность выбора покрытий, позволяющих устранить эти недостатки.

При выборе материалов для оснастки учитывают следующие свойства используемого сплава [1]: высокую электрическую проводимость, коррозионную стойкость, хорошую сопротивляемость местному разрушению, высокую адгезию к диэлектрическим покрытиям, достаточную механическую прочность, обрабатываемость и низкую стоимость.

Традиционно в качестве таких материалов, наиболее полно удовлетворяющих требованиям эксплуатации, применяют коррозионно-стойкие стали и медные сплавы [1, 2], которые имеют хорошую обрабатываемость, высокую электрическую проводимость, свариваемость и достаточную механическую прочность. Кроме того, можно использовать сплавы на основе титана и хрома. Такие сплавы обладают высокой механической прочностью, коррозионной стойкостью, хорошей сопротивляемостью местному разрушению, а также позволяют создавать оксидный изоляционный слой, защищающий поверхности от анодного растворения.

Однако эти материалы имеют ряд недостатков, из которых наиболее существенным и общим для всех является высокая стоимость, сказывающаяся на возможности их использования, особенно в серийном производстве. Кроме того, коррозионно-стойкие стали и сплавы на основе титана и хрома имеют следующие недостатки, существенно влияющие на себестоимость готового изделия:

- трудность механической обработки, что отражается на трудоемкости процесса изготовления оснастки;
- большие потери электрического напряжения, возникающие при использовании этих материалов в качестве токопроводящих элементов, что вызывает определенные трудности при расчете токоподвода и требует применения более мощных источников питания;
- растрескивание и разрушение сформированного оксидного покрытия на поверхности даже при незначительном механическом воздействии и, как следствие, нарушение изоляционных и защитных свойств покрытия [3, 4]. Кроме того, процесс формирования оксидного покрытия не поддается полному контролю и не позволяет получить равномерное по толщине, составу и свойствам покрытие. Особой проблемой

является получение покрытий на участках с переменным сечением и на поверхностях, имеющих выступы и острые кромки. Нанесенный слой на таких поверхностях имеет недостаточную прочность сцепления с основным материалом и ограничен по толщине вследствие большой концентрации напряжения и сильного растравливания покрытия.

Выявленные недостатки требуют решения актуальной задачи, включающей разработку и использование технологии модифицирования поверхностного слоя в целях получения требуемых физико-механических свойств композиционного материала.

В настоящее время при изготовлении средств технологического оснащения часто (по сравнению с другими материалами) применяют алюминий и его сплавы. Одним из свойств, характеризующих эти сплавы, является высокая электрическая проводимость, которая позволяет использовать их в качестве токопроводящих элементов. Небольшая плотность материала позволяет существенно уменьшить массу конструкции, получить высокую прочность покрытия (от 400 до 540 МПа), обеспечить хорошую обрабатываемость и экономическую доступность. Такие свойства свидетельствуют о технологичности алюминиевых сплавов и позволяют широко использовать их при изготовлении оснастки.

Кроме того, существуют способы, позволяющие формировать на поверхности алюминия покрытия, обладающие уникальным комплексом свойств и лишенные недостатков используемых ранее материалов [5]. Одно из таких покрытий – оксид алюминия – защищает металл от воздействия различных эксплуатационных нагрузок.

Наиболее эффективным из известных способов нанесения оксидного покрытия является метод *микродугового оксидирования* (МДО). Метод основан на традиционном анодировании и относится к одному из способов электрохимической обработки. Отличительной особенностью МДО является положительное воздействие поверхностных микроразрядов при формировании покрытия на состав, структуру и свойства материалов. Рассматриваемый метод позволяет существенно улучшить физико-механические свойства детали, создать на ее поверхности покрытия, обладающие высокими прочностью и точностью линейных размеров. Неизменность геометрических размеров обрабатываемых деталей при этом связана с тем, что процесс формирования покрытия идет в первую очередь за счет материала основы. Значительная часть покрытия образуется внутри материала, а оставшаяся меньшая часть покрытия формирует наружный слой. При этом наружу растет только внешний, технологический слой, имеющий незначительную твердость, поэтому он легко удаляется в процессе шлифования. В результате обработанная деталь сохраняет начальные размеры. Кроме того, оксидные покрытия на алюминии обладают некоторыми характеристиками, представляющими интерес с технологической точки зрения.

Известно, что оксидный слой является одним из жаростойких видов покрытия, его теплопроводность во много раз ниже, чем основного металла. Коэффициент теплового излучения оксидированного алюминия достигает 80 % аналогичного показателя абсолютно черного тела [4], поэтому материалы с покрытиями широко применяют для оснастки, работающей при повышенных температурах.

Микротвердость алюминиевых оксидных пленок достигает 15 000 МПа, т.е. выше, чем инструментальной стали [4]. Это открывает возможность использования сплавов взамен сталей.

Напряжение пробоя пленки на чистом алюминии значительно выше, чем на его сплавах с медью и кремнием, и может достигать значения до 6 кВ. Учитывая малую толщину пленки, целесообразно рекомендовать такие покрытия в качестве диэлектрических для электродов-инструментов, применяемых при электрических методах обработки.

Ориентированная пористая структура пленок позволяет таким веществам, как лаки, смазки, ингибиторы коррозии и другие, физическим или химическим способом закрепляться в порах пленки и пропитывать ее [3], что повышает адгезионные характеристики покрытий на технологической оснастке для электрических методов обработки.

Защитные свойства оксидного слоя обусловлены составом металла, на котором они получены, пористостью, толщиной оксидного слоя и условиями его формирования. Согласно [4], чем меньше примесей в металле, тем однороднее получается пленка и тем выше ее химическая стойкость.

Удельное объемное электрическое сопротивление оксидной пленки на чистом алюминии составляет $1\cdot(10^{9}...10^{14})$ Ом·см. Пробойное напряжение оксидного слоя покрытия повышается с ростом его толщины. При толщине покрытия на алюминиевых сплавах порядка 300 мкм напряжение пробоя может достигать 6 кВ [3]. С уменьшением пористости и увеличением толщины оксидного слоя затруднено проникновение влаги к металлу, который при этом меньше подвергается коррозионному разрушению. Оптимальный комплекс защитных свойств отмечается при толщине слоя порядка 100...150 мкм.

Получение толстых твердых оксидных пленок сопровождается выделением большого количества теплоты в зоне образования оксида. Это, в свою очередь, вызывает нагрев электролита вблизи анода и, как следствие, разрыхление пленки и травление металла.

Для устранения местного нагрева необходимо охлаждать поверхность обрабатываемых деталей в течение всего процесса.

Анализ результатов исследований дает возможность рекомендовать алюминий и его сплавы к широкому применению для изготовления средств технологического оснащения при электрических методах обработки, а использование МДО позволяет устранить большинство отмеченных недостатков за счет формирования покрытий с требуемым комплексом свойств, необходимых для технологической оснастки.

Таким образом, **основными технологическими требованиями к оснастке из алюминиевых сплавов** являются:

- высокая прочность сцепления покрытия с основой при термических и механических ударных воздействиях (в период разряда, за счет вибрации инструмента в потоке жидкости и др.);
- сохранение диэлектрических или токопроводящих характеристик в течение длительного времени без существенных колебаний начальных значений;
- стойкость к воздействию рабочих сред, используемых в электрохимической и комбинированной размерной обработке [2];
- возможность управлять проводимостью в местах токоподвода и в зоне обработки.

Выполнены исследования по замене материалов элементов оснастки из стали, медных, титановых сплавов на алюминиевые сплавы с покрытием. Установлено, что толщина покрытия зависит от профиля защищаемой поверхности: на острых кромках этот слой снижается или вообще не образуется. Такое состояние свойственно всем исследуемым материалам и покрытиям.

На рис. 1 приведены результаты измерения стойкости контейнеров для обработки профиля пера лопаток длиной 80 мм в среде хлорида натрия. Без покрытий алюминиевые элементы конструкции начинали разрушаться с первых минут работы, что можно объяснить образованием в электролизере щелочей, разрушающих такие сплавы. Рассмотренные на рис. 1 покрытия защищают основу, но их эффективность проявляется в случае достаточно плавного профиля основы. Известно, что форма поверхности проточной части оснастки, контактирующей с потоком рабочей среды, зависит от характеристик этого потока и может содержать переходные участки профиля с малыми радиусами скругления. Как показано на рис. 1, участки с радиусом скругления менее 0,5...0,6 мм имеют низкую стойкость, поэтому при отработке технологичности конструкции оснастки желательно устранить местные острые кромки.

Аналогичную (см. рис. 1) картину наблюдали при создании технологической оснастки для двухсторонней обработки стяжных лент лопастей вертолетов тя-

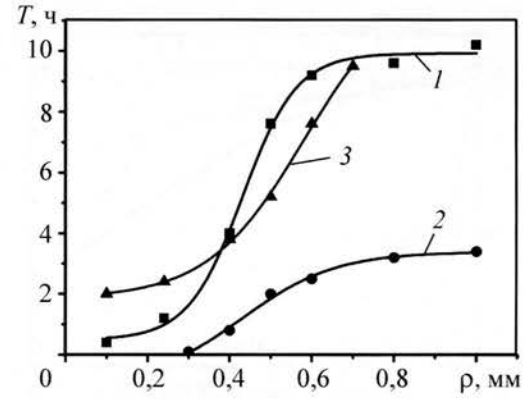


Рис. 1. Зависимость периода стойкости диэлектрических покрытий на инструменте *T* при электрохимической размерной обработке от радиуса скругления ρ:
1 – напыление капрона на коррозионно-стойкую сталь; *2* – нанесение лака на латунь; *3* – алюминиевый сплав с анодно-сформированной пленкой

желого класса из стали 18ХНВА, когда было найдено удовлетворительное решение пассивировать титановую оснастку непосредственно на станке [6]. Однако и в этом случае стойкость контейнера оказалась достаточной при радиусах скругления кромок более 0,5 мм.

Сравнение эксплуатационных свойств оснастки (см. рис. 1) показывает: алюминиевые элементы конструкции с покрытием могут успешно использоваться в качестве корпусных деталей, что позволяет получить высокую прибыль в гибкоструктурных современных производствах, где применяются электрические методы обработки.

Попытки использовать алюминиевые сплавы в качестве электродов-инструментов показали, что диэлектрические свойства участков токоподводов могут значительно изменяться. При электрохимической размерной обработке (рис. 2) сопротивление контактных поверхностей изменяется в зависимости от скорости прокачки электролита. Возможно, при малой интенсивности протекания жидкости на открытых участках осаждаются продукты обработки, препятствующие прохождению тока. В случае использования электрода-трубки диаметром 3 мм с толщиной стенки 0,5 мм при рабочих скоростях течения электролита при прошивке, превышающих 6 м/с, свойства переходных участков электродов из алюминиевых сплавов становятся достаточно стабильными (см. рис. 2). Однако при выборе материалов для электродов следует учитывать их прочностные свойства, в том числе вибростойкость в пульсирующих потоках электролита, так как колебания трубчатых электродов в поперечном направлении могут вызвать короткие замыкания и нарушить управляемость процесса.

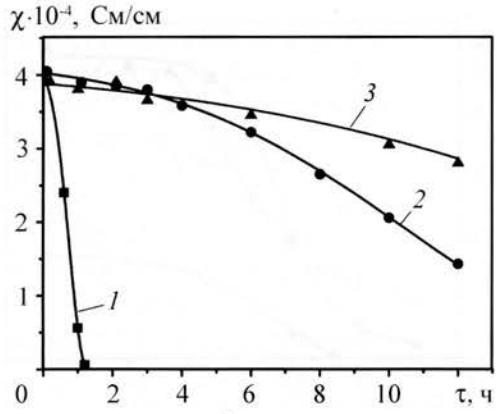


Рис. 2. Проводимость χ мест коммутации инструментов из алюминиевого сплава АВТ при различной скорости прокачки электролита $v_э$, м/с:
1 – 1,73; *2* – 5,7; *3* – более 15

Таким образом, установлено, что использование алюминиевых сплавов при изготовлении электродов для электроэрозионной обработки целесообразно лишь в тех случаях, когда износ инструмента не является определяющим. Некоторые виды покрытий на алюминиевых сплавах плохо переносят тепловые удары в момент импульса, обладают повышенной хрупкостью и, разрушаясь при изгибах электродов, вызывают нарушение стабильности процесса обработки, особенно при нежестких инструментах.

Оксидное покрытие, сформированное методом МДО, обладает уникальным комплексом свойств, имеет прочное сцепление с металлом основы и дает возможность избежать большинства указанных недостатков.

Применение технологической оснастки из алюминиевых сплавов с МДО-покрытиями наиболее предпочтительно при электрохимической обработке.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Артамонов Б.А., Волков Ю.С., Дрожалова В.И.** Электрофизические и электрохимические методы обработки: в 2 т. Т. 1. Обработка материалов с применением инструмента / под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высш. школа, 1983. 247 с.

2. **Смоленцев Е.В.** Проектирование электрических и комбинированных методов обработки. М.: Машиностроение, 2005. 511 с.

3. **Окисление** металлов / под ред. Ж. Бенара. М.: Металлургия, 1969. 444 с.

4. **Грилихес С.Я.** Защита металлов оксидными и фосфатными пленками / под ред. П.М. Вячеславова. М.: Машгиз, 1961. 80 с.

5. **Невский О.И.** Электрохимическая размерная обработка металлов и сплавов. Иваново: ИГХТУ, 2006. 282 с.

6. **А.с. 310772 СССР, МПК³ В 23 Р 1/04.** Способ защиты токонесущих элементов из титановых сплавов при электрохимической обработке / В.М. Шалишев, З.И. Желтков, Н.С. Баширов и др. 1971. Бюл. № 24.

Уважаемые читатели!

Седьмой раз в красивейшем месте Крыма – в поселке Гаспра (Большая Ялта) – прошла **7-я Международная научно-техническая конференция "Инженерия поверхности и реновация изделий",** организованная Ассоциацией технологов-машиностроителей Украины. Участниками конференции стали ученые и специалисты промышленных предприятий Украины, России, Беларуси, Литвы, Пакистана.

Вопросам инженерии поверхности применительно к деталям с покрытиями посвятил пленарный доклад генеральный директор АТМ Украины, заместитель директора ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины проф. С.А. Клименко. Член нашего редакционного совета проф. Ю.В. Панфилов представил журналы издательства "Машиностроение".

Вопросы, касающиеся создания новых материалов для наплавки, воздействия лазерного излучения на материалы покрытий, осветили в своих докладах ученые из Каунасского технологического университета (Литва): проф. П. Амброза, доктора Л. Кулявас, Р. Бендикене, Л. Каваляускене.

Проблемам создания функциональных покрытий и поверхностей, технологическому управлению качеством поверхности деталей машин были посвящены доклады профессоров Ю.В. Панфилова (Москва), В.Г. Люлько (Ростов-на-Дону), Г.А. Прибыткова (Томск), Л.А. Тимофеевой (Харьков), Ю.Н. Тюрина (Киев), кандидатов технических наук С.А. Ильиных (Екатеринбург), Е.В. Булыгиной (Москва) и др., а также представителей промышленных предприятий. Результаты исследований по формированию поверхностей деталей с заданными свойствами представил в докладе коллектив ученых из Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова под руководством проф. Н.А. Семашко.

Н.К. Гальченко, К.А. Колесникова, С.И. Белюк
(Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск)

Особенности формирования вакуумных электронно-лучевых покрытий системы Ti–B–Fe и их трибологические характеристики

Представлены результаты исследования структуры и свойств композиционных покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой из смеси термореагирующих порошков FeB–FeTi. Установлена зависимость фазоструктурообразования покрытий от гранулометрического состава исходных компонентов наплавляемой шихты. Исследованы абразивная износостойкость, коэффициенты трения и интенсивность изнашивания в парах трения; определена взаимосвязь полученных характеристик со структурой и морфологическими особенностями структурных составляющих покрытий.

Structure and properties of FeB–FeTi coatings deposited by multiplayer electron-beam fusing on low carbon steel substrate have been investigated. Phase composition, morphology and microhardness of the main structure components of the coatings were determined. Analysis of phase composition of the coating shows that reaction of exothermic interaction of components to form titanium borides. The wear resistance of the coating on the base of titanium borides was investigated. The boride coatings were determined to effectively raise the wear resistance of steels.

Введение

В настоящее время большое внимание уделяют вопросу создания на поверхности металлов и сплавов упрочняющих композиционных покрытий на основе тугоплавких соединений, стойких к абразивному и адгезионному взаимодействию. Существующая проблема создания покрытий напылением с высокой адгезией и когезией может быть решена с использованием технологии *электронно-лучевой наплавки* (ЭЛН) порошковых композиций, состоящих из тугоплавких соединений, металлов и сплавов. Такая технология позволяет создавать на поверхности деталей градиентные литые покрытия с высоким уровнем механических характеристик.

Известно, что электронно-лучевая наплавка основана на использовании эффекта концентрации энергии электронного луча в микрообъеме жидкометаллической ванны наплавляемого изделия. Сканирование электронного луча по линиям развертки позволяет лучу многократно, с частотой 400 Гц, воздействовать на микрообъем ванны расплава до полного завершения процесса расплавления металлической составляющей порошка, подаваемого в зону оплавления, и усреднения фазового состава жидкометаллической ванны. Ванна расплава с тугоплавкой составляющей, выходя из области воздействия электронного луча вследствие перемещения зоны оплавления, кристаллизуется с высокой скоростью из-за значительного отвода теплоты из жидкометаллической ванны в объем наплавляемого изделия; при этом тугоплавкие соединения становятся центрами кристаллизации. В результате на поверхности изделия формируются износостойкие композиционные покрытия на основе тугоплавких соединений с металлической матрицей [1].

Трибологические и прочностные свойства покрытий на основе тугоплавких соединений, сформированных в процессе электронно-лучевой наплавки, определяются условиями эксплуатации. Так, работа покрытий при повышенных температурах предусматривает в их составе наличие тугоплавкой составляющей с высокой термодинамической стабильностью и согласованностью теплофизических свойств с матричным материалом и основой. С этой точки зрения практический интерес представляют композиционные покрытия с металлической матрицей на основе боридов титана, синтезируемых из термореагирующих порошков в процессе электронно-лучевой наплавки. При этом дополнительное количество теплоты, выделяемое в зоне оплавления за счет экзотермической реакции между компонентами смеси, способствует формированию покрытий с более однородной структурой по глубине слоя без увеличения мощности электронного луча. Окончательное формирование структуры покрытия происходит в результате конвективного перемешивания твердожидких

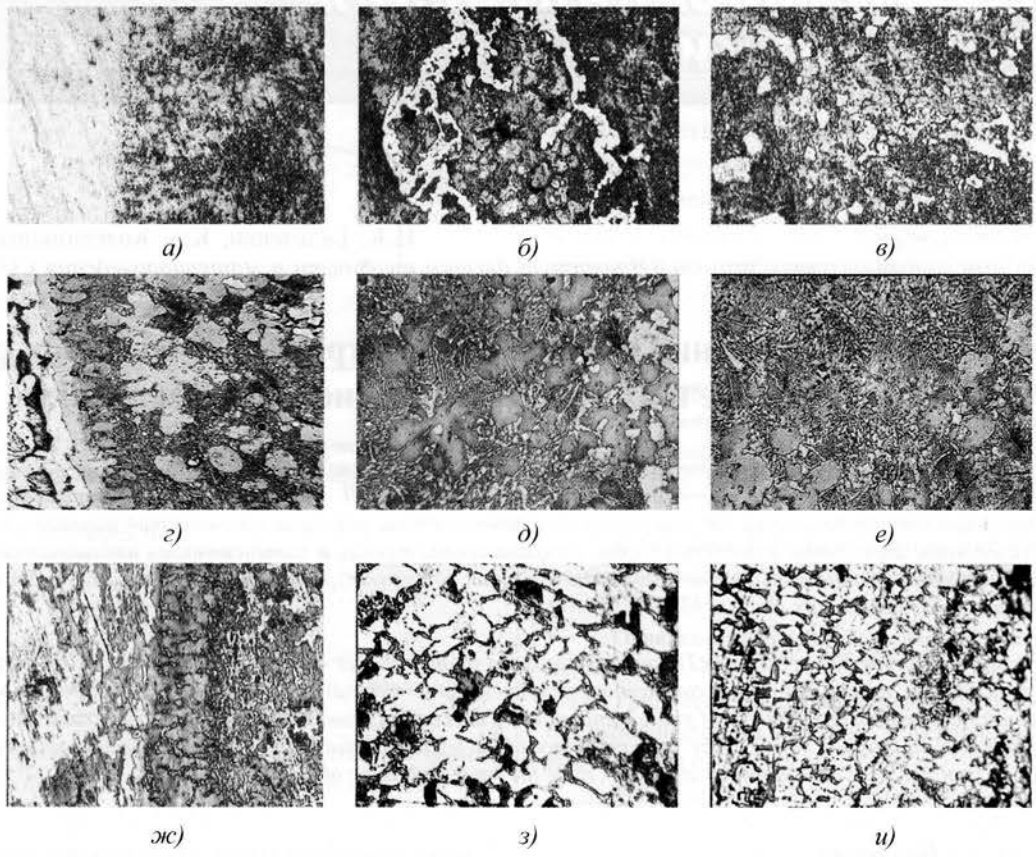


Рис. 1. Микроструктуры (×200) покрытий, наплавленных термореагирующими порошками FeB–FeTi разного гранулометрического состава:
а–в – состав *1*; *г–е* – состав *2*; *ж–и* – состав *3*

расплавов, отличающихся вязкостью из-за разного наполнения тугоплавкими частицами; оно зависит от многих факторов, в том числе от соотношения компонентов в исходной смеси и гранулометрического состава, которые влияют на степень смешения расплавов, скорость кристаллизации и полноту фазовых превращений [2].

Для создания боридных покрытий можно использовать смеси термореагирующих порошков в следующем сочетании: FeB + Ti, FeB + FeTi, FeB + NiTi, FeCrB + Ti, FeCrB + FeTi, FeCrB + NiTi.

В настоящей работе проведено исследование композиционных покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой термореагирующих порошков FeB–FeTi. Соотношение компонентов в порошковой смеси рассчитывали для получения покрытий с 33 % мас. TiB_2 по уравнению химической реакции [3]:

$$x\mathrm{FeB} + y\mathrm{FeTi} \rightarrow \mathrm{TiB_2} + \mathrm{Fe} + Q.$$

Было изучено влияние гранулометрического состава исходных компонентов наплавляемой шихты на структурные особенности покрытий и их трибологические свойства.

Материалы и методика исследований

Для наплавки покрытий использовали три варианта порошковой смеси разного гранулометрического состава из ферробора (16 % мас. B) и ферротитана (65 % мас. Ti), взятых в равных соотношениях:

- состав *1* – FeB (50...125 мкм) + FeTi (200...315 мкм);
- состав *2* – FeB (200...315 мкм) + FeTi (200...315 мкм);
- состав *3* – FeB (200...315 мкм) + FeTi (50...200 мкм).

Выбранные размеры частиц обусловлены технологическими возможностями электронно-лучевой установки и не могут быть менее 50 мкм и более 450 мкм.

Наплавку покрытий осуществляли на автоматизированной вакуумной электронно-лучевой наплавочной установке ЛУНа-10 на основе из стали Ст3 в два–четыре прохода при ускоряющем напряжении 28 кВ; диаметр луча составлял 1,0 мм, длина развертки – 12 мм, скорости перемещения основы – 2 мм/с, толщина наплавляемого слоя – 2...3 мм.

Оценку структуры проводили методом рентгенографического исследования фазового состава на дифрактометре ДРОН-4, химический состав исследовали методом *микрорентгеноспектрального анализа* (МРСА) на установке KAMEBAX-MIKROBEAM с локальностью анализа 1 мкм. Микроструктуру покрытий изучали с помощью светового микроскопа МИМ-9. Твердость основных структурных составляющих Н измеряли методом наноиндентирования на приборе Nano Hardness Tester фирмы CSEM (Швейцария) при нагрузке 0,05 Н. Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке P = 0,5 Н.

Трибологические свойства покрытий исследовали в парах трения по схеме "неподвижный индентор из твердого сплава WC–Co–вращающийся диск". Твёрдость индентора составляла H_μ = 29,3 ГПа. Испытания проводили при комнатной температуре с подачей смазки в зону контакта и без нее на машине трения PC-Controlled High Temperature Tribometer THT-S-AX0000 при нагрузке 10 Н и скоростях скольжения v = 5 и 11 см/с. Основные параметры износа покрытий в паре трения определяли в процессе непрерывного скольжения после завершения приработки по стабилизации коэффициента трения и линейного износа.

Результаты испытаний и их обсуждение

На рис. 1 приведена серия микроструктур покрытий, полученных наплавкой из смеси порошков FeB–FeTi разного гранулометрического состава. Видно, что в процессе ЭЛН сформировались покрытия с градиентной структурой по толщине наплавленного слоя с тремя характерными зонами:

граница раздела с основой (рис. 1, *а*, *г*, *ж*);

структура в середине наплавленного слоя (рис. 1, *б*, *д*, *з*);

приповерхностная зона покрытий (рис. 1, *в*, *е*, *и*).

Для всех составов данные рентгеновского микроанализа и анализа фазового состава показывают увеличение по толщине слоя концентрации боридов титана (TiB, TiB_2, Ti_3B_4) в направлении от границы раздела с основой к поверхности покрытий. В то же время вблизи границы раздела на дифрактограммах отмечено возрастание интенсивностей линий α-Fe и Fe_2B. Таким образом, в областях покрытий, примыкающих к стальной основе, микроструктура соответствует затвердевшему доэвтектическому расплаву α-Fe + (Fe + Fe_2B) + TiB_2.

Увеличение микротвердости основы вблизи наплавки (от 0,2 до 0,35 ГПа) и пониженное значение твердости переходной зоны ($H_\mu \approx 0{,}5$ ГПа) свидетельствуют об интенсивной взаимной диффузии компонентов наплавки и основы, при которой зона наплавки вблизи границы раздела обогащается железом, а прилегающая к ней зона основы – титаном и бором. Степень разбавления наплавочного материала материалом основы уменьшается по мере удаления от нее к поверхности покрытия. Металлографический анализ показывает, что самая неоднородная структура по глубине слоя сформировалась у покрытия, наплавленного порошками состава *1*, фрагменты которой представлены на рис. 1, *а–в*. Такая структура характерна для кристаллизации неоднородных по концентрации расплавов.

Послойный *рентгенофазовый* (РФА), МРСА и металлографический анализ позволил предположить, что в процессе наплавки в первую очередь происходит расплавление мелких частиц FeB ($T_{пл}$ = 1540 °С) размером 50...125 мкм с образованием ферроборного расплава, который в зоне контакта с крупными частицами FeTi ($T_{пл}$ = 1650 °С) размером 220 мкм при кристаллизации в центре наплавленного слоя образует участки с кольцевой структурой, состоящей из кристаллов TiB_2 (рис. 1, *б*).

Поскольку метод ЭЛН является многопроходным, нанесение последующих слоев приводит к повышению температуры подложки, увеличению времени существования жидкометаллической ванны на поверхности наплавляемого слоя и уменьшению скорости кристаллизации расплава. Эти условия способствуют формированию на поверхности покрытий более однородной структуры с единичными кристаллами диборида титана, отошедшими в расплав в результате конвективного массопереноса из предыдущего слоя.

По данным РФА, на дифрактограммах, снятых с поверхности образца, наряду с сильными отражениями, принадлежащими TiB_2, имеются отражения от фаз Fe_2B и α-Fe, т.е. состав закристаллизовавшегося расплава находится в области выше квазибинарного разреза (Fe–TiB_2) тройной диаграммы состояния Fe–Ti–B [4]. В итоге на поверхности покрытия формируется структура, состоящая из кристаллов диборида титана и металлической связки с участками эвтектик TiB_2 + Fe, Fe + Fe_2B (см. рис. 1, *в*). Неоднородность структуры покрытия хорошо иллюстрирует скачкообразное распределение микротвердости по толщине слоя h (рис. 2, *а*).

Анализ микроструктур покрытий, наплавленных смесью крупнозернистых порошков (состав *2*), позволяет сделать вывод о том, что жидкометаллическая ванна расплава не успела усредниться во всем объеме по концентрации легирующих элементов. При кристаллизации такого расплава в середине наплавленного слоя сформировались структуры с участками повышенной твердости (H_μ = 14...17 ГПа), которые на

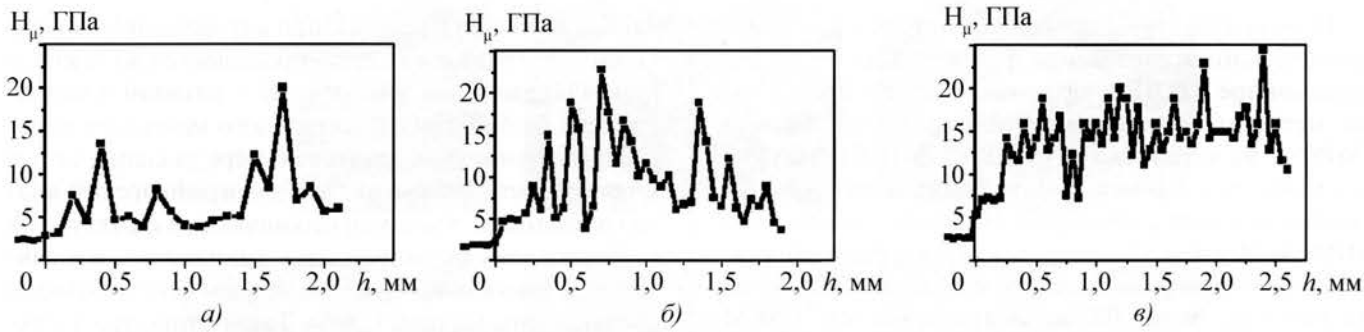


Рис. 2. Распределение микротвердости H_μ от основы к поверхности наплавки образцов:
а – состав *1*; *б* – состав *2*; *в* – состав *3*

рис. 1, *д* представлены в виде серых глобул, состоящих, по данным МРСА, из боридов железа FeB и Fe_2B. Между ними наблюдаются многочисленные белые вкрапления мелкодисперсных боридов титана и их конгломераты, по твердости (H = 32,5 ГПа) соответствующие фазе TiB_2.

Послойный рентгенофазовый анализ показал, что кроме боридов железа и титана образуются и фиксируются фазы α-Fe и Fe_2Ti. На рис. 1, *г–е*, видно, что структура покрытия между нетравящимися участками имеет эвтектический характер и может быть представлена тремя эвтектиками: Fe_2B–Fe, TiB_2–Fe, Fe_2Ti–Fe [1, 3]. По характеру распределения микротвердости по толщине слоя можно судить о том, что покрытие имеет более однородную структуру и более высокие значения микротвердости в сравнении с покрытием состава *1* (рис. 2, *б*).

Исследование структуры покрытия, наплавленного смесью порошков состава *3*, показало, что в процессе наплавки сформировалась слоистая структура с преимущественным содержанием определенных фазовых составляющих по толщине слоя. Так, в центре наплавки (см. рис. 1, *з*) сформировался слой, фазовый состав которого представлен в основном соединениями Fe_2B твердостью H = 14,4 ГПа, с размером частиц 20...38 мкм, и мелкими (4...6 мкм) кристаллами диборида титана, расположенными в эвтектической матрице Fe_2B–Fe. Приповерхностный слой покрытия состоит из частиц, имеющих ярко выраженную кристаллографическую огранку, окаймленных тонкими прослойками эвтектик. По результатам РФА и измерениям нанотвердости данные частицы представляют собой бориды титана TiB, Ti_3B_4 и TiB_2 с твердостью H = 22...34 ГПа и размером 10...17 мкм. Следует отметить, что в структурах исследуемых покрытий не выявлены непрореагировавшие в процессе электронно-лучевой наплавки частицы исходных компонентов порошковой смеси – FeB и FeTi.

С целью оценить использование боридов титана в качестве твердой фазы в составе композиционных покрытий, синтезированных в процессе электронно-лучевой наплавки, изучали структурную и абразивную износостойкость при сухом трении скольжения и трении со смазкой.

Результаты трибологических испытаний, полученные при сухом трении в паре с индентором из твердого сплава, показали, что интенсивность изнашивания наплавленных покрытий находится в пределах 1,29...3,30 мкм/км. Установлено, что увеличение скорости скольжения приводит к снижению коэффициента трения и интенсивности изнашивания у покрытий составов *1* и *2*, что связано, по-видимому, с повышением температуры в пятне контакта и образованием вторичных структур, возникающих на поверхностях трения в результате трибоокисления.

Коэффициенты трения при скоростях скольжения v = 5 и 11 см/с находятся в интервалах 0,43...0,52 и 0,31...0,51 соответственно. В отличие от первых двух для состава *3*, поверхностный слой которого характеризуется высокой концентрацией частиц боридов титана и малым содержанием связки, повышение скорости скольжения не повлияло на изменение коэффициента трения, но за счет снижения пластичности приповерхностного слоя и выкрашивания из матрицы твердых частиц привело к увеличению износа покрытия при трении в указанном диапазоне скоростей в 2 раза – с 1,61 до 3,3 мкм/км. Введение в зону трения смазочного материала существенно улучшило трибологические свойства всех покрытий.

Данные, приведенные в таблице, свидетельствуют о том, что исследуемые покрытия в сравнении с твердым сплавом WC–6 % Co, принятым в качестве эталона, при указанных нагрузочно-скоростных параметрах износа имеют сопоставимые значения коэффициентов трения и более низкую интенсивность изнашивания, особенно при сухом трении.

Исследования показали, что износостойкость как при абразивном изнашивании, так и при изнашивании в парах трения коррелирует с агрегатной твердостью наплавленных покрытий системы Fe–B–Ti и

Коэффициент трения *f* и интенсивность изнашивания *I*, мкм/км, покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой из термореагирующих порошков различного гранулометрического состава

v, см/с	Состав *1*		Состав *2*		Состав *3*		Эталон	
	f	*I*	*f*	*I*	*f*	*I*	*f*	*I*
5	0,43/0,129	2,28/–	0,52/0,130	2,32/–	0,51/0,126	1,61/–	0,488/0,129	13,9/0,161
11	0,31/0,128	1,29/–	0,39/0,129	1,45/–	0,51/0,127	3,30/–	0,426/0,113	11,7/0,160

Примечание. Через косую черту указаны значения *f* и *I*, полученные при испытаниях без подачи и с подачей смазки в зону контакта.

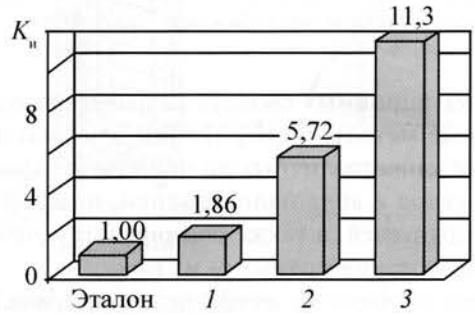


Рис. 3. Коэффициент абразивной износостойкости $K_и$ образцов разного гранулометрического состава

зависит от объемной доли тугоплавкой составляющей в поверхностной зоне, морфологии фазовых составляющих и свойств металлической матрицы.

Сравнительный анализ микроструктур и абразивной износостойкости образцов составов *1–3* и эталона (сталь 45) показал, что более благоприятные структуры для данного вида износа (рис. 3) получены из смеси порошков состава *2* и состава *3*. Высокие значения износостойкости покрытия состава *2* ($K_и$ = = 5,72), вероятно, обусловлены регулярной структурой и высокой дисперсностью эвтектических составляющих металлической связки. Покрытия состава *3*, в структуре которых преобладающими фазами являются бориды титана, имеют наиболее однородную структуру по глубине наплавленного слоя, самые высокие значения агрегатной твердости и наибольшую абразивную износостойкость ($K_и$ = 11,3) в сравнении с другими составами (рис. 2, *в*, рис. 3).

Максимальный износ показали покрытия состава *1*. В них сформировалась самая неоднородная структура с низкими значениями микротвердости металлической связки ($H_μ$ = 4...5 ГПа), в которой МРСА выявил наличие многочисленных участков железа, свободных от дисперсных частиц. В процессе изнашивания абразивный материал воздействовал в основном на пластичную матрицу, обусловливая ее интенсивное изнашивание и выкрашивание кристаллов борида титана.

Выводы

1. Полученные данные показывают, что при электронно-лучевой наплавке термореагирующих порошков FeB–FeTi формируются композиционные металлокерамические покрытия на основе синтезируемых в процессе наплавки боридов титана (TiB, Ti_3B_4, TiB_2) и боридов железа (Fe_2B) с высокой абразивной износостойкостью и низкими значениями интенсивности изнашивания в условиях сухого трения.

2. Соотношение гранулометрических составов наплавляемых порошковых композиций существенно влияет на физико-химические процессы, происходящие в ванне расплава под воздействием электронного луча, и определяют структуру и свойства покрытий.

3. Композиционные покрытия, полученные методом ЭЛН системы Fe–B–Ti, можно рекомендовать в качестве износостойких материалов и использовать для упрочнения изделий металлургического оборудования: торцовых уплотнений прокатных валков, лопаток эксгаустера, цапф, защитных втулок и других деталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Электронно-лучевая** наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий / В.Е. Панин, С.И. Белюк, В.Г. Дураков и др. // Сварочное производство. 2000. № 2. С. 34–38.

2. **Электронно-лучевая** наплавка композиционных покрытий на основе диборида титана / Н.К. Гальченко, С.И. Белюк, В.Е. Панин и др. // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 4. С. 68–72.

3. **Пат. 2205094 РФ.** Способ электронно-лучевой наплавки / Панин В.Е., Белюк С.И., Дураков В.Г. и др. 2003.

4. **Диаграммы** состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справ. / под ред. О.А. Банных, М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1986. 439 с.

А.А. Гаджиев, О.В. Чудина *(МАДИ (ГТУ))*

Технологические способы повышения механических характеристик композиционных полимерных материалов с использованием ультразвука

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния ультразвукового воздействия на кинетику отверждения эластофицированных и модифицированных эпоксидных олигомеров. Установлены зависимости механических характеристик исследуемых композиций от режимов ультразвуковой обработки. Определены оптимальные параметры ультразвукового воздействия, позволяющие сократить время отверждения в 5...6 раз.

The results of experimental researches of ultrasonic impact effect on elastofisized and modified epoxide oligamers consolidation kineticks are stated. Some dependences of modified epoxide compositions mechanical characteristics on ultrasonic impact modes have been fixed. The optimal ultrasonic impact factors, enabling time reduce from 5 up to 6 times.

Введение

Одно из ведущих мест среди полимерных материалов, применяемых при производстве и ремонте машин, занимает группа термореактивных олигомеров, которые наряду с ценными свойствами имеют и недостатки: высокие вязкость расплава и хрупкость в стеклообразном состоянии, невысокие термостабильность, износостойкость и ударную вязкость, что ограничивает широкое применение полимеров в конструкциях машин.

Поиск и применение новых эффективных способов модифицирования и формирования покрытий, не обладающих указанными недостатками, являются актуальными задачами.

При разработке дисперсионно-наполненных полимерных композиций с требуемым комплексом свойств стремятся получить более стабильную структуру и высокую термодинамическую устойчивость. Согласно современным представлениям молекулярно-структурная модель термореактивных олигомеров и продуктов их отверждения представляет собой совокупность трех типов упорядоченных структур: 1) областей с ближним порядком атомов; 2) термодинамически нестабильных кристаллов, которые быстро возникают и исчезают вследствие тепловых флуктуаций; 3) образований, представляющих собой сильно развитую гетерогенную глобулярную структуру.

При составлении композиции с заданными свойствами необходимо учитывать гетерогенность полимерной матрицы, природу, дисперсность, концентрацию и характер распределения дисперсных частиц наполнителя, типы и количественное содержание других ингредиентов, метод приготовления композиции, способ формирования покрытий и другие технологические факторы.

Для получения многофазных полимерных материалов с более совершенной структурой, высоким комплексом технологических, физико-механических и эксплуатационных свойств разрабатываются эффективные методы модификации этих материалов путем введения различных по природе и назначению ингредиентов в виде наполнителей, пластификаторов, отвердителей, а также совершенствуются режимы формирования покрытий из них.

Исходя из экономической целесообразности, повышения физико-механических и эксплуатационных свойств, технологической эффективности изготовления и применения полимерных материалов, наиболее перспективными являются композиции на основе термореактивных олигомеров, модифицированных различными эластомерами и наполненных металлическими порошками (карбидами и оксидами).

Среди полимерных связующих важное место занимают эпоксидные, акриловые, фурановые и другие смолы, которые представляют собой группу родственных веществ, обладающих общностью строения, химических и физико-механических свойств. Эта группа полимеров выгодно отличается от других материалов способностью отвердевать в процессе переработки без воздействия повышенных температур и давления, т.е. переходить из вязкотекучего состояния в твердое при температуре производственных помещений; обладает более высокой прочностью на сжатие, растяжение и изгиб, повышенной адгезией, хорошей заполняемостью малых зазоров, хорошими технологическими свойствами, незначительной усадкой. Однако длительный процесс отверждения (24...25 ч при 290 К), высокая хрупкость и низкое сопротивление усталости ограничивают применение этих полимеров при производстве и ремонте машин. Сочетание таких показателей, как хорошая заполняемость микропор, раковин и трещин поверхности субстрата эпоксидных смол, высокие физико-механические характеристики и непродолжительный процесс отвердевания акриловых смол делают их наиболее целесообразными для составления композиций с требуемыми свойствами.

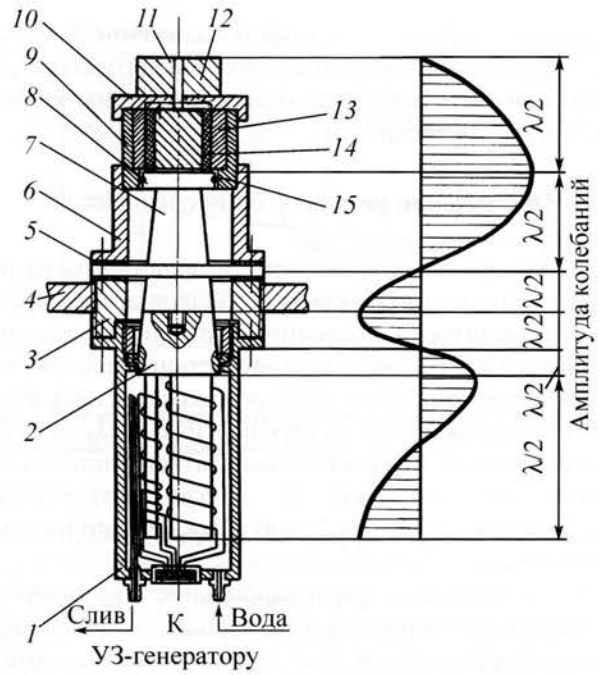


Рис.1. Схема ввода УЗ-колебаний в пресс-форму при восстановлении деталей машин:
1 – магнитострикционный преобразователь; *2* – трансформатор скорости; *3* – опора; *4* – основание; *5* – прокладка; *6* – корпус пресс-формы; *7* – волновод с пассивным фланцем (концентратор); *8* – излучатель; *9* – вкладыш; *10* – крышка пресс-формы в сборе с оформляющей частью пресс-формы; *11* – сопло; *12* – прижим; *13* – восстанавливаемая деталь; *14* – тонкослойное покрытие; *15* – уплотнение

Независимо от состава, назначения и толщины покрытия общими недостатками полимерных покрытий являются: отслоение от металлической поверхности, растрескивание, низкие теплостойкость и ударная вязкость, значительно снижающие долговечность. Одним из путей устранения этих недостатков служит физическое воздействие на полимерное покрытие в процессе его формирования путем обработки в магнитном и ультразвуковом полях и терморадиационным облучением. *Цель* данной работы заключается в исследовании влияния ультразвукового воздействия на кинетику отверждения эластофицированных и модифицированных эпоксидных олигомеров.

Методика проведения эксперимента

Композиция на начальном этапе отверждения и в период ее приготовления наиболее чувствительна к внешним проявлениям, в частности к эффектам, вызываемым наложением *ультразвукового* (УЗ) поля. Исходя из этого УЗ-обработку исследуемой композиции проводили в процессе ее отверждения. Исследования выполняли на экспериментальной установке, схема которой приведена на рис. 1. Колебательную систему установки составляют магнитострикционный преобразователь ПМС-15-2А, трансформатор скорости, волновод, излучатель и обрабатываемый материал покрытия. Для эффективной работы колебательной системы необходимо согласовать акустические параметры всех узлов с геометрическими размерами установки.

Геометрические размеры элементов колебательной системы можно определить из условия равенства резонансных частот:

$$f_{\text{п}} = f_{\text{к}} = f_{\text{в}},$$

где $f_{\text{п}}, f_{\text{к}}, f_{\text{в}}$ – соответственно резонансные частоты магнитострикционного преобразователя, концентратора и волновода.

Излучатель, присоединенный к свободному концу волновода, существенно влияет на резонансную частоту, а также на распределение механических напряжений в системе. В процессе восстановления изменяются геометрические размеры излучателя и давление на обрабатываемую поверхность, что сказывается на изменении резонансной частоты системы.

Из этих условий следует, что резонансная система имеет минимальную зависимость резонансной частоты преобразователя от технологических параметров установки. Колебательная система представляет собой составную стержневую систему с комплексной нагрузкой, в которой рассчитывается каждое составляющее звено отдельно по методике [1, 2].

Расчет волновода проводят в зависимости от его типа. Наиболее простым при изготовлении и в работе является конусный волновод. Его резонансная полуволновая длина

$$l_{\text{вх}} = \frac{c}{2f}\frac{\tau}{\pi},$$

где c – скорость звука в материале волновода;

τ – корни уравнения, найденные численным методом для заданных или выбранных значений входного диаметра и диаметра рабочей части волновода.

Волноводная система, представленная на рис. 1, состоит из магнитострикционного преобразователя *1* с трансформатором скорости *2*, волновода *7* и излучателя *8*. Излучатель изготовляют как единое целое с волноводом. Волновод крепят к концентратору резьбовым соединением с пайкой мягким припоем. В целях создания лучшего акустического контакта перед затяжкой сопрягаемые поверхности волновода и концентратора покрывают тонким слоем машинного масла.

Вследствие больших статических нагрузок в колебательных системах для УЗ-обработки полимерных композиционных покрытий в конструкции волноводной системы предусмотрен пассивный фланец. Для уменьшения рассеяния колебательной энергии и во избежание нарушений режима работы системы фланец, расположенный в узле смещения, прикрепляют к опоре *3* через паронитовые прокладки *5* (см. рис. 1).

Обычно при частоте колебаний 18...20 кГц амплитуда не превышает $3 \cdot 10^{-5}$ м, поэтому конструкция корпуса приспособления предусматривает наличие зазора $5 \cdot 10^{-5}$ м между излучателем колебаний, вкладышем *9* и восстанавливаемой деталью *13*. В этом случае УЗ-энергия почти полностью передается в покрытие и потери в системе весьма незначительны.

После расчета колебательной системы и выбора оптимальной схемы ввода УЗ-колебаний в пресс-форму при восстановлении деталей определяли режимы ультразвуковой обработки полимерных покрытий, основными акустическими параметрами которой являются частота f и амплитуда колебаний ξ.

В процессе обработки полимерных покрытий в УЗ-поле за счет приложения нагрузки к концентратору *7* происходит изменение частоты, что приводит к рассогласованию всей системы и изменению амплитуды колебаний. По этой причине нагрузка на полимерное покрытие со стороны волновода-излучателя должна иметь оптимальное значение. Кроме того, усилие прижима волновода к покрытию влияет на эффективность работы магнитострикционного преобразователя: при недостаточном усилии к расплаву полимера поступает недостаточно энергии; при чрезмерном усилии материал композиции под действием ультразвука становится менее вязким, он вытекает за пределы пресс-формы и ультразвуковые волны не проходят через слой композиционного материала, следовательно, и действие ультразвука становится неравнозначным по всему объему, а структура отвержденной композиции – неоднородной.

Нанесение композиционного покрытия на восстанавливаемую деталь перед УЗ-обработкой проводили в такой последовательности. Пресс-форму с деталью устанавливали на корпусе и закрепляли. Затем готовую полимерную композицию наносили на подготовленную поверхность детали. В пресс-форму одновременно с деталью помещали центрирующий стержень, ось которого совпадает с осью детали. Поверхность центрирующего стержня предварительно смазывали разделительной смазкой АКЗП-6 для предотвращения прилипания к нему композиции.

Зазор между внутренней поверхностью детали и наружной поверхностью центрирующего стержня заполняли приготовленной композицией. Затем осуществляли передачу нагрузки и наложение УЗ-поля через торцовую поверхность волновода-излучателя путем прижима волновода кольцевой формы к обрабатываемой поверхности.

Обсуждение результатов исследований

Полимерные материалы и композиции на их основе в отличие от металлов и сплавов долгое время могут находиться в состоянии термодинамического неравновесия, т.е. даже при отсутствии внешних механических нагрузок и теплового воздействия внутренние напряжения и их прочностные характеристики изменяются. В процессе эксплуатации деталей механические нагрузки и другие воздействия усиливаются, что значительно снижает эксплуатационные свойства композиций.

Термодинамическую нестабильность полимерного покрытия в значительной степени можно снизить, а в некоторых случаях даже устранить физико-химическим воздействием на него как в процессе формирования, так и после отверждения композиции. Известно дегазирующее действие упругих колебаний высокой интенсивности в жидкой среде [1, 3, 4]. Особенно перспективно применение ультразвука в переработке пластмассы [5, 6].

Исследования показали, что после УЗ-обработки в течение 1,5 мин прочность покрытия повышается в большей степени, чем при полном режиме термообработки.

Структуру, физико-механические и эксплуатационные свойства покрытий из композиций на основе эпоксидных смол можно улучшить УЗ-обработкой полимера на стадии его нанесения или после отверждения.

Ультразвуковая обработка в значительной степени влияет на вязкость эпоксидных олигомеров. Так, при обработке с интенсивностью I = 7...10 Вт/см^2 вязкость эпоксидной смолы ЭД-16 уменьшается на 15...25 %. После прекращения воздействия ультразвука вязкость смолы восстанавливается в течение 5...45 с.

Ультразвуковые колебания влияют также на процесс формирования эпоксидных покрытий. Обработка при определенной длительности повышает адгезионную прочность металлополимерных соединений и сокращает время отверждения эпоксидных покрытий, полученных из композиции, содержащей 100 мас. ч. смолы ЭД-16, 10 мас. ч. дибутилфталата, 6 мас. ч. отвердителя АФ-2 и разные наполнители. При этом повышается равномерность распределения наполнителя, измельчается надмолекулярная структура, уменьшается усадка при отверждении, снижаются внутренние напряжения в стеклообразном со-

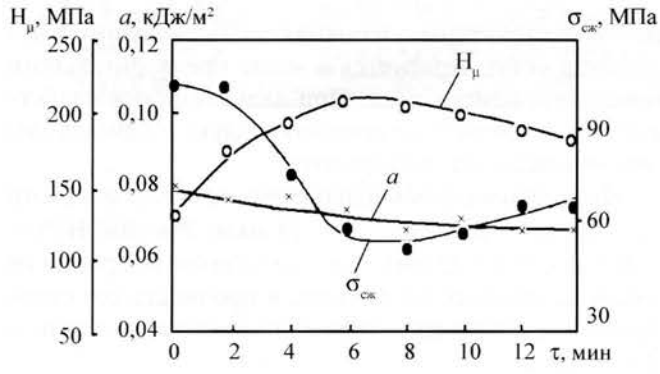


Рис. 2. Влияние продолжительности УЗ-обработки на механические свойства эпоксидных покрытий

стоянии, повышаются антикоррозионные, прочностные и эксплуатационные свойства покрытий.

Обработка ультразвуком при частоте f = 22 кГц эпоксидных композиций до их отверждения позволяет получить более высокие показатели свойств в сравнении с ультразвуковой обработкой готовых изделий. Так, прочность сцепления покрытий с основой возрастает на 30...65 %, долговечность – на 50...60 %.

Было исследовано влияние УЗ-обработки на свойства покрытий. В целях определения оптимальных режимов обработки было исследовано влияние интенсивности и продолжительности воздействия ультразвука на свойства композиционных покрытий на основе эластофицированных эпоксидных смол, содержащих 20 мас. ч. акриловой пластмассы АСТ-Т, герметик Ф6 и различные наполнители (рис. 2 и 3).

Установлено, что при постоянной интенсивности ультразвукового излучения с ростом продолжительности его воздействия прочность сцепления покрытия с основой монотонно увеличивается, а после 10 мин УЗ-воздействия достигает предельно высоких значений (таблица). Это, по-видимому, объясняется тем, что в термореактивной композиции, находящейся в вязкотекучем состоянии, поглощение УЗ-энергии сопровождается повышением температуры композиционного покрытия. При относительно невысокой температуре полимерная композиция в активированном состоянии растекается и проникает в щели и микропоры поверхности субстрата, начинается процесс образования термореактивной композиции. В этом случае следует стремиться, чтобы бóльшая часть энергии поглощалась композиционным покрытием, поскольку энергию, поглощаемую основой, можно рассматривать как потери.

В работе исследовано влияние продолжительности УЗ-обработки τ на пределы прочности при сжатии $\sigma_{сж}$ и растяжении $\sigma_р$, микротвердость H_μ, ударную вязкость a и прочность сцепления A покрытий, наполненных алюминиевой пудрой и чешуйчатым графитом, с основой (см. рис. 2 и 3). Как видно, концентрация алюминиевой пудры и чешуйчатого графита в качестве наполнителей при одной и той же продолжительности обработки по-разному влияет на физико-механические свойства полимерной композиции. Так, при τ = 7 мин увеличение концентрации алюминиевой пудры с 8 до 25 мас. ч. прочность сцепления A

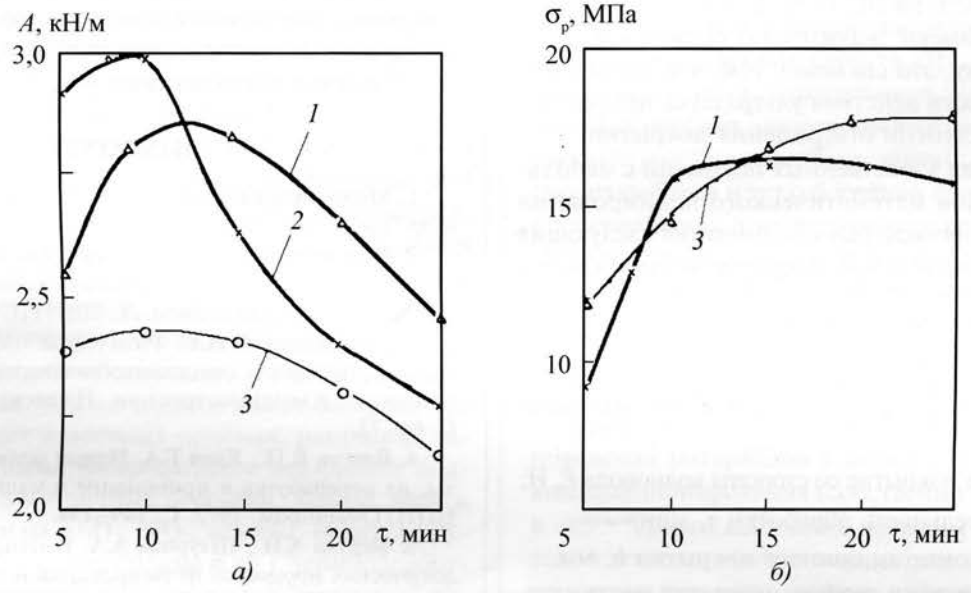


Рис. 3. Влияние продолжительности УЗ-обработки эпоксидных покрытий на прочность их сцепления с основой A и предел прочности при растяжении $\sigma_р$ при разном количестве наполнителя в композиции:
1 – 10 мас. ч.; *2* – 20 мас. ч.; *3* – 30 мас. ч.

Уровни варьирования переменных факторов

Параметр процесса	Уровень варьирования			Интервал варьирования
	–1	0	+1	
I, Вт/см^2	5	15	25	10
P, Н	100	400	700	300
h, мм	0,3	0,4	0,5	0,1
ξ, мкм	10	15	20	5
τ, мин	15	10	20	5

снижается с 2,35 до 2,15 кН/м (см. рис. 3). Увеличение содержания чешуйчатого графита в полимерной композиции приводит к более интенсивному снижению A, причем увеличение количества наполнителя в композиции с 10 до 30 мас. ч. приводит сначала к росту прочности сцепления, а затем (через 15 мин) к ее резкому снижению с 3 до 2,3 кН/м. Высокая концентрация наполнителя (чешуйчатого графита) в композиции существенно улучшает свойства покрытий, что связано, главным образом, со смачиваемостью наполнителя смолой. Вместе с тем воздействие УЗ-поля повышает демпфирующие свойства эпоксидных и эпоксиакрилатных покрытий.

При УЗ-обработке композиции также значительно возрастает долговечность полимерных покрытий. Так, покрытия после обработки в течение 40...50 мин теряют прочность сцепления с основой в процессе эксплуатации всего на 10...15 %, а покрытия в исходном состоянии имеют значительно худшие показатели. По-видимому, это связано с тем, что увеличение продолжительности действия ультразвука приводит к более высокой степени отверждения покрытий.

Для получения качественных покрытий с использованием методов математического планирования экспериментов проводилась оптимизация следующих основных технологических параметров отверждения (см. таблицу):

- интенсивность ультразвуковых колебаний I, Вт/см^2;
- амплитуда колебательного смещения излучателя ξ, мкм;
- нагрузка на покрытие со стороны волновода P, Н;
- продолжительность обработки τ, мин;
- толщина композиционного покрытия h, мм.

Анализ структуры и свойств покрытий после ультразвукового воздействия показал, что в процессе перераспределения содержащегося в композиции воздуха уменьшается пористость и повышается однородность ее структуры. Основная часть воздушных пузырьков концентрируется в месте предварительного нанесения композиции. При дальнейшем воздействии УЗ-колебаний количество воздуха в композиционном покрытии уменьшается.

При оптимальных параметрах технологического режима (I = 20 Вт/см^2; ξ = 15 мкм; P = 500 Н; τ = = 10 мин; h = 0,35 мм) композиционное покрытие не имеет воздушных включений, а прочность его сцепления с основой достигает наибольшего значения – A = 3 кН/м.

Выводы

Таким образом, проведенные исследования разработанного метода ультразвукового воздействия на термореактивные композиционные материалы с дисперсионными наполнителями, модифицированные эластомерами, позволяют:

1) интенсифицировать технологический процесс приготовления полимерных композиций и формирования покрытий на поверхности металлических деталей;

2) уменьшить усадку и снизить внутренние напряжения композиции после отверждения (полимеризации);

3) повысить физико-механические свойства полимерных композиций;

4) определить оптимальный режим УЗ-воздействия: частота f = 22...25 кГц; интенсивность I = = 20 Вт/см^2; продолжительность τ = 10 мин, что сокращает время отверждения в 5...6 раз;

5) определить технологические возможности полимерных композиций при формировании полимерных покрытий и спроектировать для этих целей технологическое оборудование.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Модификация** полимерных материалов / А.В. Виксне и др. Рига, 1976. Вып. 6. 139 с.

2. **Воскресенский А.М., Ивков Ю.А.** Прогнозирование качества тонкослойных пористых полимерных пластин, полученных ИК-спеканием. Л.: ЛДНТП, 1976. 55 с.

3. **Беневоленский И.Е.** Физическая модификация полимеров // Вопросы совершенствования технологических процессов в машиностроении. Ижевск: Удмуртия, 1973. С. 64–73.

4. **Власов В.П., Канн Г.А.** Новые полимерные материалы, их переработка и применение в машиностроении. М.: ЦПНТОмашпром, 1972. С. 149–151.

5. **Берлин А.Н., Штурман А.А.** Интенсификация технологических процессов формирования полимерных покрытий // Мед. техника. 1974. № 2. С. 23–27.

6. **Булгаков В.Я., Генель С.В.** Повышение надежности долговечности полимерных материалов и изделий из них. М.: МДНТП, 1969. 213 с.

УДК 621.762.2:519.6:510.53

А.В. Люлько, Б.Б. Жмайлов, А.В. Бровер
(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)

Адаптивное проектирование и тестирование многокомпонентных композиционных материалов по симплексным диаграммам "состав–свойства"

Представлены метод и результаты адаптивного проектирования многокомпонентных композиционных материалов (порошковых, напыленных, наплавленных) с возможностью прогнозирования, диагностики и адаптивного корректирования их свойств и технологии получения в факторном пространстве "состав–свойства", интерпретируемой на симплексных диаграммах (концентрационном треугольнике). Метод может быть распространен на технологии порошковой металлургии, лазерной наплавки, плазменного и газотермического напыления и другие процессы, использующие дозируемые компоненты смесевых материалов.

The method and results of adaptive designing of multicomponent composite materials (powdered, saturated, fusion out) with an opportunity of forecasting, diagnostics and adaptive updating of their properties and is submitted to technology of reception in factorial space "structure–properties", interpretive on simplex diagrams (concentration triangle) are represented. The method can be distributed on technology of powder metallurgy, laser fusion out, plasma and gas-thermal saturate and other processes, using dosage components of mixmaterials.

Яркими современными представителями технологии композиционных материалов можно считать порошковую металлургию, ионно-плазменную и лазерно-упрочняющую обработку, золь- и гель-технологии. Эти методы создания прогрессивных и совершенствования традиционных материалов открывают новые возможности, обусловленные дисперсным состоянием исходных компонентов (микрокомпозитов, порошковых сплавов) и формированием в результате спекания, лазерного и плазменного воздействия, дозированного осаждения, импульсной термообработки совершенно особенных и уникальных градиентных структур и переходных зон (кластеры, продукты микросегрегации и диффузии, жидкофазной ликвации и кристаллизации) и созданием благоприятных условий для формирования ультрадисперсных (нанометрических) подкомпонентов с соответствующими благоприятными эффектами [1, 2].

Технологическое обеспечение гарантированного воспроизводства этих материалов может базироваться на отработанных известных приемах, например, таких как технология микрофазного осаждения подкомпонентов на матричные порошки (железо, медь и их сплавы, оксиды Al_2O_3, SiO_2, алмазы, быстрорежущие стали HSS, твердые сплавы и др.), термообработка в вибрирующем слое [3], лазерное "вбивание" покрытий из порошковых обмазок [4]. При этом формирование определенной субстанции матричного материала (например, точечных высокодисперсных оксидов, нитридов, карбидов), целенаправленное нанесение "пятнистых" (перекрывающихся) покрытий и так называемое внутреннее азотирование (меднение, фосфатирование и другие процессы) предоставляют широкие перспективы создания порошков с ультра- и нанометрическими эффектами, реально проявляющимися в создании композиционных материалов нового уровня свойств [5].

С учетом этого эффективность проектируемых или модифицируемых многокомпонентных композиционных материалов может быть значительно повышена за счет разработки и использования приемов адаптивного проектирования и моделирования поведения создаваемого семейства материалов в оговоренном факторном пространстве "состав–свойства", а пропорциональное соотношение компонентов определяется достаточно строгими правилами построения симплексных диаграмм и положением узловых точек (рис. 1) [6, 7].

Среди многочисленных методов моделирования поведения материалов в зависимости от условий их композиционирования (собственно подбора составов и структурного состояния матрицы и подкомпонентов) и технологических параметров воздействия (температуры, времени, степени деформации) безусловные преимущества прикладного характера имеют приемы проектирования, учитывающие взаимодействие "подбор состава – получение свойств", описывае-

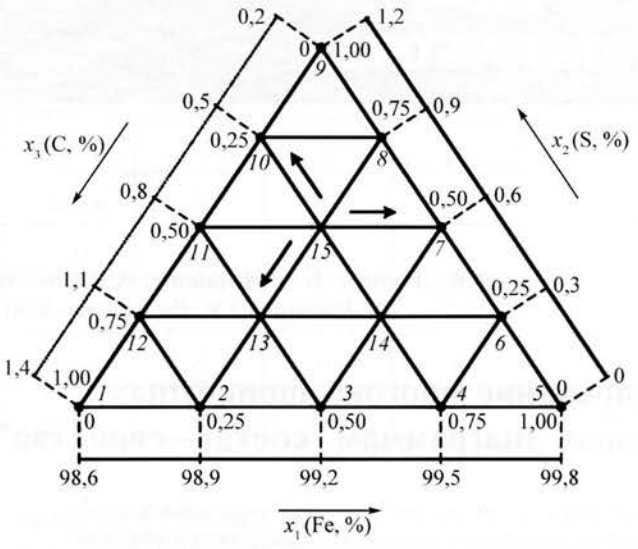


Рис. 1. Симплексная диаграмма (шаблон) для трехкомпонентной смеси порошковых материалов на основе железа Fe с подкомпонентами серы S и графита C (показаны направления отсчета и дополнительно надстроены шкалы их абсолютных значений; содержание S и C пересчитывают в кодированные значения 0...1,0)

мые формальными или оригинальными функциональными зависимостями. Такими приемами, как показывает практика [9–11], являются проектирование, анализ свойств, тестирование получаемых композиционных материалов по диаграммам типа "симплекс" с использованием аппарата математической статистики [6–8]. С учетом указанного взаимодействия по мере накопления экспериментальных и виртуальных результатов могут быть построены *информационно-аналитические системы* (ИАС) композиционных материалов, являющиеся как банком отработанных технологических решений, так и базисом для новых изысканий.

Результатом настоящей работы является доказанная возможность использования объектного подхода при разработке ИАС для исследования свойств многокомпонентных дисперсных смесей, для которых предлагаются новые алгоритмы решения, способы хранения и обработки данных на основе технологий Java и XML [9].

Объектный подход в настоящее время является основным при разработке информационно-аналитических систем. Для его реализации необходимо описать все элементы, входящие в систему, их свойства и способы взаимодействия между ними. Поэтому на начальном этапе разработки необходимо выполнить структурный анализ системы, который понимается как метод исследования систем, включающий их общий обзор и дальнейшую детализацию, в целом порождающий иерархическую структуру модели исследуемого объекта [1].

Задачи исследования *технологической системы* (ТС) многокомпонентных смешиваемых материалов (порошковых, напыляемых, наплавляемых, напекаемых) заключаются в установлении взаимосвязи входных параметров (массовых, объемных или геометрических (например, по поверхности шлифа или фрактограммы) долями исходных смесей) с выходными параметрами (свойствами полученного материала) и в определении уровней (долей исходных компонентов), оптимизирующих получение материала с теми или иными свойствами. Такие задачи решают планированием эксперимента на диаграммах "состав–свойства" [6, 7].

На базе анализа [10, 11] в работе установлены основные объекты ТС и модель, описывающая их поведение и взаимодействие.

В данном случае при исследовании ТС используют активный эксперимент и вероятностно-статистическую модель. Связь между входными и выходными параметрами системы описывается полиномом. Для оценки коэффициентов полинома, аппроксимирующего действительную зависимость (функцию отклика), необходимо располагать статистическими данными, характеризующими состояние системы в процессе функционирования. Эту информацию получают путем активного вмешательства в функционирование системы и проведения экспериментов для определенных точек $(x_{1j}, x_{2j}, x_{3j},)$, $j = 1, 2, ..., k$, где j – номер опыта, x_{1j}, x_{2j}, x_{3j} – концентрация каждого компонента в экспериментальной точке в допустимой области пространства управляемых параметров (см. рис. 1).

На основании вышеизложенного можно сделать вывод, что основным объектом системы является *матрица планирования эксперимента* (МПЭ), создаваемая в электронном адаптивно-активном виде на основании выбранной и/или прогнозируемой математической модели "состав–свойства", которая в свою очередь описывается приведенным полиномом соответствующей степени (рис. 2). В качестве исходных данных для ее построения указывают концентрации компонентов порошковой смеси (см. рис. 1).

Учитывая исходные данные, проводят расчет коэффициентов и заполнение соответствующих столбцов МПЭ (см. рис. 2), где в столбце b1 соответствует β_1 и т.д., а g1 соответственно γ_1 и т.д. В результате получают функциональную зависимость $Y_i = f(x_{1j}, x_{2j}, x_{3j})$, где Y – выходной параметр (например, на рис. 2 Y – плотность спеченного материала).

Далее проводят проверку адекватности модели (по контрольным точкам эксперимента) на основании критерия Фишера и значимости коэффициентов полинома с помощью критерия Стьюдента, поскольку считается, что погрешности модели имеют нормальное распределение [4, 5].

С учетом данных, представленных в МПЭ, строят контурные кривые отклика на симплекс-диаграмме. Однако на практике наличие одного отклика не все-

гда позволяет в полной мере выполнить анализ тех или иных свойств смесей. Самый простой выход – создание аналогичной МПЭ с теми же концентрациями, но для другого отклика.

Под откликом в данном случае понимают некоторые исследуемые прочностные, триботехнические, электрофизические и прочие характеристики как смеси, так и готовых (спеченных, экструдированных, напыленных, наплавленных лазером или PVD-, CVD-методом) композиционных материалов. Пример построения и выявления равного выхода свойств (изоуровней) показан на рис. 2.

Таким образом, после того, как получена адекватная модель, создают дочерний объект МПЭ – симплекс-диаграммы. Диаграммы могут быть двух типов. Первый тип диаграмм предназначен для построения контурных кривых соответствующего отклика, т.е. служит для анализа одного свойства во всем диапазоне значений полиномиальной функции. Второй тип, предназначенный для построения контурных кривых заданных откликов, служит для выполнения многокритериальной оптимизации. При этом используют преимущества объектно-ориентированного подхода, заключающиеся в том, что график и в первом, и во втором случае строят с использованием одного и того же объекта, однако алгоритмы и исходные данные для построения различаются.

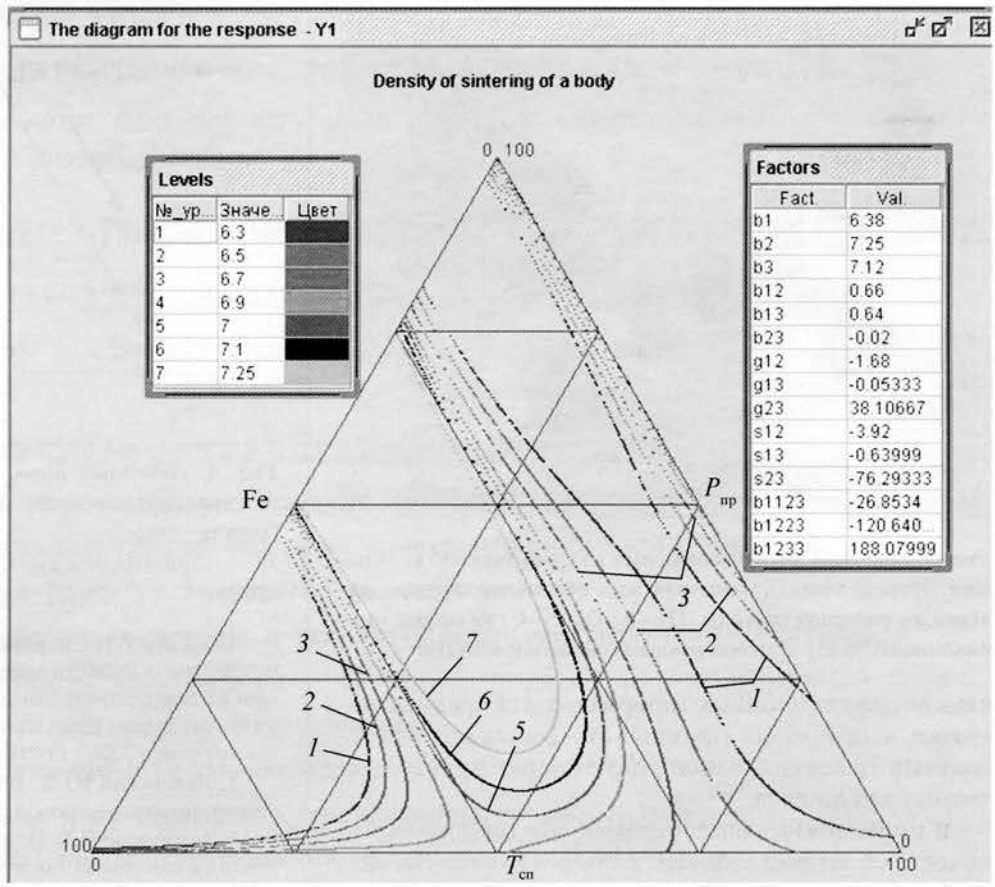


Рис. 2. Распределение изоуровней плотности *1–7* спеченного порошкового материала на основе железа Fe в зависимости от давления прессования $P_{пр}$ и температуры спекания $T_{сп}$ (пример интерпретации результатов на симплексной диаграмме)

Особо следует отметить алгоритмы построения графика функции Y_i (обсчета полинома). Особенность функции заключается в том, что она является неоднозначной – одним и тем же значениям аргумента соответствуют различные значения функции отклика. В каждом случае для получения непрерывной линии графика функции указанные выше параметры приходится определять экспериментальным путем, поскольку неоправданное увеличение количества точек ведет к нерациональному использованию машинных ресурсов и в результате резко падает быстродействие всей системы.

На основании полученных и обработанных экспериментальных данных по получению семейства материалов для изготовления антифрикционных изделий – втулок-вкладышей, направляющих (рис. 3) на основе микрокомпозитов ⟨Fe–S–O⟩ с ультрадисперсными (нанометрическими [3]) подкомпонентами была исследована смесевая система [$Fe_{композит}$]–S–C (изменение концентраций подкомпонентов [Fe], S и C – по рис. 1).

В качестве отклика исследован абсолютный износ композиционных материалов при ресурсных ускоренных испытаниях (рис. 4) с учетом уравнения линейного износа I композита в виде математической модели третьей степени шести уровней

$$Y(I) = 12{,}20x_1 + 5{,}80x_2 + 12{,}80x_3 + x_1x_2 - 1{,}35x_1x_3 + 2{,}70x_2x_3 + 12{,}60x_1x_2(x_1 - x_2) - 9{,}90x_2x_3(x_2 - x_3) - 1{,}35x_1x_3(x_1 - x_3) + 21{,}15x_1x_2x_3.$$

Таким образом, полученные описания изменения линейного износа $Y(I)$ могут служить базой для выбора и оптимизации антифрикционных материалов системы ⟨Fe–C–S⟩ с гарантированным набором этих свойств, что и было использовано на практике. Например, точка *15* и выше (см. рис. 1) определяет со-

Рис. 3. Примеры антифрикционных изделий (втулок-вкладышей, направляющих), изготовляемых из композиционных материалов смесевой системы ⟨[Fe–S–O]–S–C⟩ на основе микрокомпозитов [5] с субмикронными подкомпонентами

став антифрикционных материалов для средней нагрузки, а нижняя ось (точки *1–5*) – состав малонагруженных (высокий износ), но хорошо прирабатываемых материалов.

В итоге можно констатировать, что предложенный объектный подход является универсальным, так как, во-первых, может быть использован не только при планировании экспериментов в порошковой металлургии, но и других областях – химии, металловедении, сварке, пайке, и, во-вторых, для тестодиагностических процедур полученных композиционных материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Металлические** порошки и порошковые материалы: справ. / Б.Н. Бабич, Е.В. Вершинина, В.А. Глебов и др.; под ред. Ю.В. Левинского. М.: ЭКОМЕТ, 2005. 520 с.

2. **Design** and Capabilities of PM Components and Materials // Powder metallurgy Training Courses. Aachen, Germany, 3–11 Sept. 2005. 722 p.

3. **Развитие** метода термосинтеза в вибрирующем слое композиционных порошков с наноразмерными эффектами / В.Г. Люлько, А.Г. Краснобаев, А.В. Люлько и др. // Сб. докл. науч.-техн. конф. ПМ–2005. Минск. С. 111–116.

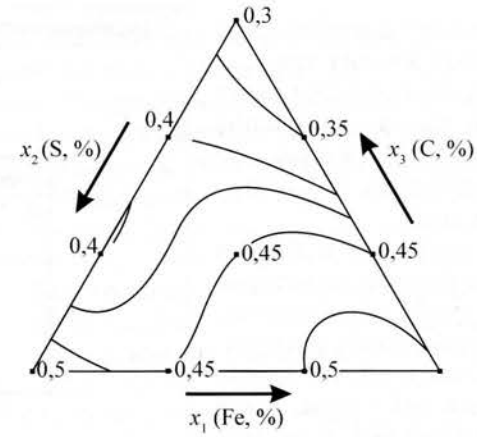


Рис. 4. Линейный износ (изолинии со своими значениями) на трехкомпонентной ⟨Fe–C–S⟩ симплексной диаграмме "состав–износ":
x_1 – концентрация Fe; x_2 – концентрация S; x_3 – концентрация C

4. **Бровер Г.И., Варавка В.Н., Бровер А.В.** Формирование структуры и свойств материалов после лазерного легирования из порошковых покрытий разного состава // Сб. тр. науч.-техн. конф. "Металлургия. Машиностроение. Станкоинструмент–2006". РостВертол. 4–6 сент. 2006. С. 2:67–2:68.

5. **Левинский Ю.В.** Внутреннеокисленные и внутреннеазотированные наноматериалы. М.: Экомет, 2007. 360 с.

6. **Зедгинидзе И.Г.** Планирование эксперимента для исследований многокомпонентных систем. М.: Наука, 1976. 390 с.

7. **Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В.** Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 280 с.

8. **Глушаков С.В.** Программирование на Java 2. Харьков/ М.: АСТ, 2001. 536 с.

9. **Жмайлов Б.Б.** Система планирования эксперимента с помощью симплексных решеток // PC Magazine / Russian Edition. 2005. № 4. С. 136.

10. **Проектирование** многокомпонентных порошковых материалов по симплекс-диаграммам и оптимизация их свойств / Б.Б. Жмайлов, А.Г. Краснобаев, А.В. Люлько и др.: свид-во о регистр. прогр. для ЭВМ № 2005611225. 2005. Бюл. ФИПС № 3. С. 109.

11. **Компьютерное** моделирование характеристик многокомпонентных материалов по симплекс-диаграммам "состав–свойство" / Б.Б. Жмайлов, А.В. Люлько и др.: свид-во о регистр. прогр. для ЭВМ № 2005611224. 2005. Бюл. ФИПС № 3. С. 109.

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 26.06.07 г. Подписано в печать 27.08.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,81. Заказ 133. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., Подольск, ул. Кирова, д. 15