

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1 (133)
январь
2016

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д.т.н., проф.
Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

д.т.н., проф., заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместитель главного редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК

д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:

И.Н. МЫМРИНА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.

Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве связи и массовых коммуникаций РФ. Свидетельство о регистрации
ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Литвак Ю.Н., Панфилов Ю.В.** Применение упрочняющих покрытий для повышения точности микроразмерного сверления печатных плат3
- Мельникова И.П., Лясникова А.В., Мальцева С.В.** Повышение эксплуатационных характеристик пористых плазмонапыленных керамических покрытий путем их импрегнирования наноструктурным материалом8
- Табаков В.П., Чихранов А.В., Кривов Ю.Г.** Влияние температуры конденсации на механические свойства износостойких покрытий и интенсивность износа режущего инструмента 11



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Кокорин В.Н., Филимонов В.И., Молгачёв А.А., Кокорин А.В., Евстигнеев А.А., Зиннатов Б.Р.** Исследования деформационного упрочнения металлической матрицы-основы массива прессовки гетерофазной механической смеси при прессовании в конической матрице 15



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Бажин П.М., Столин П.А., Столин А.М., Аверичев А.О.** Особенности микроструктуры наплавленного слоя, полученного СВС-электродами на основе Ti—Al—C20
- Балановский А.Е.** Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 2)25
- Романов Р.И., Фоминский Д.В., Мацнев Н.П., Посеренин С.П.** Получение и исследование трибологических свойств твердосмазочных покрытий, содержащих шарообразные наночастицы металла34



ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

- Гусаров А.В., Седлецкая С.Э., Семенов Э.И.** Совершенствование измерителя толщины нанесенного слоя при получении наноструктурированных покрытий на деталях ГТД 41



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Указатель статей, опубликованных в журнале в 2015 г.** 44

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 1 (133)
January
2016

Since 2005, January

Editor-in-Chief

Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council

Dr. of Eng. Sci., The honoured
worker of a science and
technics of the RF
V.F. BEZYAZHCHNYI

Editorial Assistant

Dr. of Phys.-Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants:

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

Editorial council:

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

Edition:

I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

CONTENTS

➔	GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING	
	Litvak Yu.N., Panfilov Yu.V. The application of strengthened coatings for increase of printed circuit board microsize drilling precise.....	3
	Melnikova I.P., Lyasnikova A.V., Maltseva S.V. Improving the performance of porous plasmasprayed ceramic coatings by their impregnation with nanostructured materials.....	8
	Tabakov V.P., Chihranov A.V., Krivov Yu.G. Effect of condensation temperature on the mechanical properties wear-resistant coatings and the wear rate of the cutting tool.....	11
➔	MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING	
	Kokorin V.N., Filimonov V.I., Molgachev A.A., Kokorin A.V., Evstigneev A.A., Zinnatov B.R. Strain hardening investigation of metallic matrix being the base of the heterophase mechanical mixture workpiece when pressed in conical matrix.....	15
➔	PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY	
	Bazhin P.M., Stolin P.A., Stolin A.M., Averichev A.O. Features of microstructure of the alloy layer produced by SHS-electrodes based on Ti—Al—C.....	20
	Balanovsky A.E. The main problems in the theory of plasma surface hardening of metals (Review. Part 2).....	25
	Romanov R.I., Fominsky D.V., Matsnev N.P., Poserenin S.P. Preparation and investigation of the tribological properties of low friction coatings containing spherical metal nanoparticles.....	34
➔	PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS	
	Gusarov A.V., Sedletskaia S.E., Semenov E.I. Measurer of applied layer thickness upon receipt nanostructured coatings improving.....	41
➔	INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE	
	The index of the articles published in 2015.....	44

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" 85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta Rossii" 60252) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by Ministry of Telecom and Mass Communications of the RF. The certificate of registration ПИ № 77-63956. 09.12.2015

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

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



УДК 621.785.532

Ю.Н. Литвак, Ю.В. Панфилов
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)
E-mail: yourie@yandex.ru

Применение упрочняющих покрытий для повышения точности микроразмерного сверления печатных плат

Рассмотрены результаты применения упрочняющих алмазоподобных покрытий, наносимых методом дугового испарения с сепарацией плазменного потока на микроразмерные сверла для печатных плат, в целях повышения точности расположения отверстий.

Ключевые слова: упрочняющие покрытия, алмазоподобные пленки, дуговое испарение, сепарация плазменного потока, печатные платы, микроразмерные сверла.

The results of diamond like carbon coating deposited by arc evaporation with plasma stream separation on microsize drill bits using with the purpose of a drilled hole location on the printed circuit board increase were viewed.

Keywords: strengthened coatings, diamond like carbon films, arc evaporation, plasma stream separation, printed circuit boards, microsize drill bits.

Введение

Среди существующих способов повышения основных эксплуатационных свойств режущего инструмента, а именно ресурса его функционирования, значительное место занимает совокупность способов и методов формирования на рабочих поверхностях режущего инструмента упрочняющих покрытий с более высокими, чем у основного материала инструмента, эксплуатационными качествами (физико-механическими свойствами). К таким качествам относятся, в первую очередь, высокая твердость и низкий коэффициент трения материала поверхностного слоя либо покрытия. В большинстве случаев производитель инструмента с упрочняющими покрытиями заявляет о снижении объема используемых смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) за счет выдающихся трибологических свойств покрытий и многократном увеличении ресурса инструмента до его поломки. В качестве подтверждения этого приводятся результаты технологических испытаний.

Основным недостатком большинства представленных информационных материалов является не-

соответствие используемых в них критериев выхода инструмента из строя критериям наступления износа инструмента, отражающим реальные потребности производства. Это особенно характерно для такого относительно нового объекта применения упрочняющих покрытий, как микроразмерные сверла для сверления переходных отверстий печатных плат (ПП). Причиной, видимо, является тот факт, что существующие примеры использования покрытий на микроразмерных сверлах для ПП являются примерами переноса положительного опыта применения упрочняющих покрытий для режущих инструментов, используемых при обработке металлов и композиционных материалов в машиностроении. При этом вместе с переносом удачных решений делается попытка применить к новому объекту те же критерии оценки положительного эффекта от использования покрытий. Разумеется, данный подход имеет право на существование, однако при этом из поля зрения уходит тот факт, что новый объект — инструмент для обработки ПП — помимо традиционных и общих для всех режущих инструментов проблем (высокая стоимость и ограниченный ресурс) имеет свои уникальные проблемы, решение которых может являть-

ся столь же, если не более, актуальной задачей [1]. Примером является проблема обеспечения точности при микроразмерном сверлении, решение которой становится возможным с применением упрочняющих покрытий.

Использование упрочняющих покрытий для повышения точности сверления

Ввиду малого диаметра и большой длины рабочей части (типичное значение отношения длины рабочей части сверла к его диаметру — 20) сверла для микроразмерного сверления обладают малой изгибной жесткостью. Это приводит к тому, что случайная погрешность расположения микроразмерных переходных отверстий на ПП содержит в себе компоненты, не только вызванные погрешностью позиционирования шпинделя или его радиальными биениями, но также в значительной степени обусловленные изгибом сверла по мере заглубления. Согласно результатам исследований [2–5] причиной изгиба сверла в процессе микрообработки является радиальная сила, обусловленная существенной в масштабах сверла неоднородностью обрабатываемого материала диэлектрического слоя ПП, содержащего армирующие нити из стекловолокна и эпоксидное связующее (рис. 1).

Очевидным способом снижения радиальной нагрузки является применение более однородных в масштабе сверла материалов, а также снижение осевой подачи, которое обеспечит уменьшение высоты элемента резания, и, следовательно, результирующей радиальной силы, вызванной различием физико-механических свойств обрабатываемого участка ПП при несимметричной обработке сверлом единичной скрутки стекловолокон. Ввиду того, что материал основания

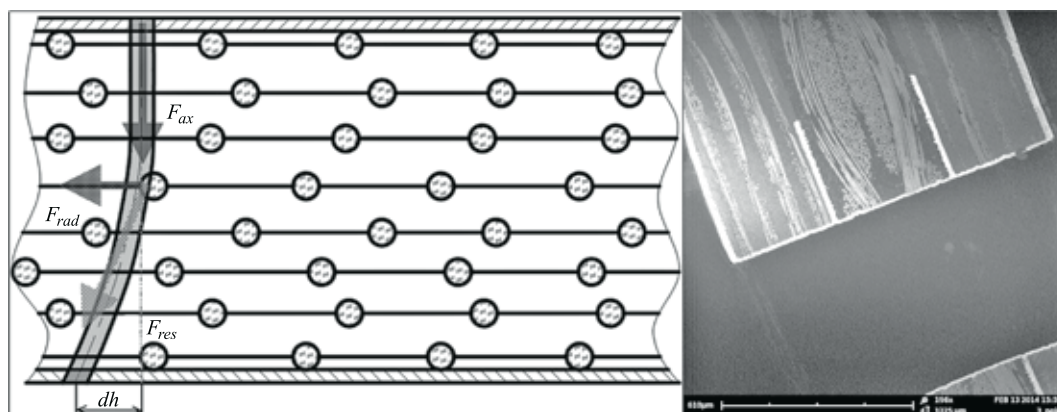


Рис. 1. Иллюстрация механизма отклонения оси сверла от прямолинейной траектории на скрутке стеклянных волокон [4] (F_{ax} — осевое усилие; F_{rad} — радиальное усилие; F_{res} — вектор результирующего усилия) и микрофотография шлифа 4-слойной ПП (растровая электронная микроскопия)

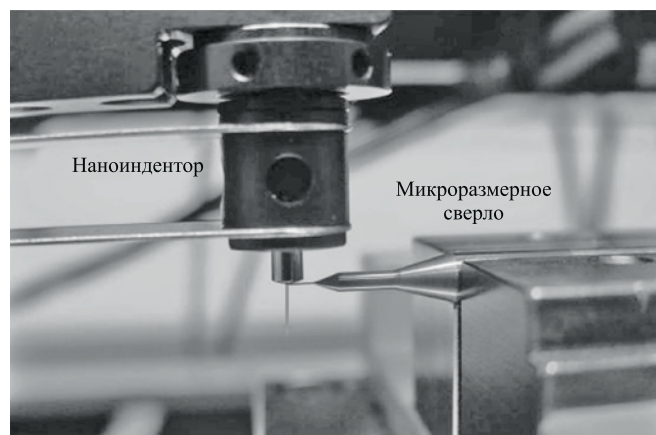


Рис. 2. Исследование восприимчивости сверла к изгибающим нагрузкам (испытывали сверло Union ToolMVJ272 диаметром 0,105 мм с длиной рабочей части 2,0 мм)

ПП является параметром конструкции, его изменение зачастую недопустимо.

Снижение осевой подачи при условии, что оно не вызывает производственный брак в результате перегрева боковой поверхности отверстия, может ограничиваться только рамками экономической целесообразности.

Альтернативным путем снижения погрешности, обусловленной изгибом сверла, является повышение изгибной жесткости сверла. Ввиду малости диаметра микроразмерных сверл (от 50 до 300 мкм) изгибная жесткость системы "сверло + покрытие" может значительно превышать изгибную жесткость сверл без покрытия, что подтверждается как аналитическим расчетом, так и экспериментально [2, 6].

Для экспериментальной оценки значимости вклада механизма отклонения сверла под воздействием радиального усилия компанией Steerservice SARL

(Швейцария) был проведен эксперимент — при помощи установки наноиндентирования была измерена зависимость перемещения кончика сверла от прикладываемого усилия (рис. 2) [6].

Помимо определения фактического значения изгибной жесткости микроразмерного твердосплавного сверла в ходе данного эксперимента также было проведено

сравнение изгибной жесткости сверл одинакового диаметра, на поверхность одного из которых было нанесено твердосмазывающее покрытие (алмазоподобное покрытие толщиной не более 2 мкм с подслоем Ti толщиной 25 нм).

Помимо основной функции — в данном случае функции повышения ресурса сверла и снижения коэффициента сухого трения — покрытия, наносимые методом вакуумного дугового распыления (методом конденсации ионов из пароплазменной фазы с ионной бомбардировкой), могут приводить к появлению поверхностных сжимающих (стягивающих) напряжений в материале обрабатываемого изделия. В ряде случаев (в случае тонкостенных корпусных деталей и других оболочечных конструкций) наличие поверхностных напряжений может приводить к деформированию изделий [7]. Однако в случае микrorазмерных сверл, видимо, данный эффект играет положительную роль. Натяжение покрытия в поверхностном слое создает эффект предварительно напряженной композиционной конструкции: твердосплавное сверло и тонкостенная оболочка-покрытие, за счет чего обеспечивается значительное увеличение жесткости сверла на изгиб. Полученные результаты продемонстрировали, что изгибная жесткость сверла диаметром 0,105 мм с покрытием на 21,6 % превысила жесткость такого же сверла без покрытия: изгибная жесткость сверла без покрытия составила 2,036 мН/мкм, сверла с покрытием — 2,475 мН/мкм (рис. 3).

Таким образом, за счет нанесения упрочняющего твердосмазывающего покрытия достигается снижение восприимчивости сверла к радиальным нагрузкам, что позволяет предполагать уменьшение отклонения оси сверл с покрытием от прямолинейной траектории в ходе формирования отверстий по сравнению со сверлами без покрытий.

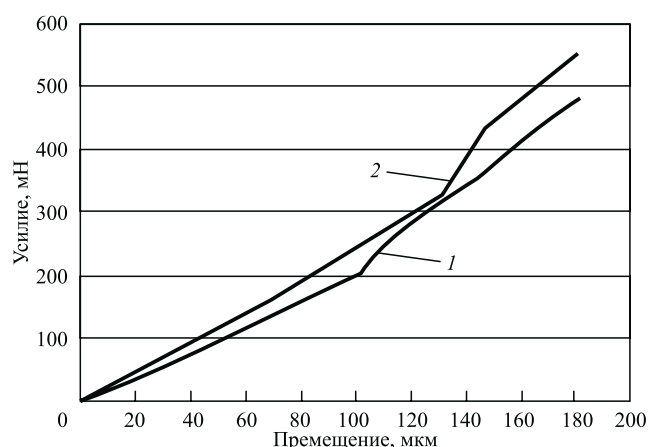


Рис. 3. График зависимости детектируемого усилия от перемещения кончика сверла [6]:

1 — сверло без покрытия; 2 — сверло с покрытием

Для оценки значимости вклада изменения изгибной жесткости микrorазмерных сверл за счет нанесения покрытий и интерпретации экспериментальных данных было проведено математическое моделирование восприимчивости сверла к радиальным нагрузкам при нанесении на его поверхность упрочняющих покрытий.

В расчетной модели для оценки изгибной жесткости сверла с покрытием принималось, что жесткость системы "сверло + покрытие" соответствует сумме жесткостей сверла и оболочки-покрытия. Для расчета изгибной жесткости сверла применялась формула расчета изгибной жесткости стержня круглого сечения, однако значение диаметра принималось с учетом поправочного коэффициента $k = 0,93$, рассчитанного на основании экспериментальных данных по формуле [6]

$$k = 4 \sqrt{\frac{\theta_{\text{расч}}}{\theta_{\text{факт}}}}$$

где $\theta_{\text{расч}}$ — расчетное значение перемещения кончика круглого стержня (в результате воздействия на него радиальной силы), соответствующего по длине и диаметру рассматриваемому сверлу; $\theta_{\text{факт}}$ — фактическое значение перемещения кончика рассматриваемого сверла в результате воздействия радиальной силы, приложенной к кончику.

Принимался момент инерции сечения оболочки-покрытия

$$I_{\text{покр}} = \frac{\pi D^3 \delta}{8},$$

где D — диаметр сверла; δ — толщина покрытия.

Итоговое смещение, обусловленное уводом оси сверла, рассчитывалось по формуле

$$\theta_y = \frac{1}{E_{\text{св}} I_{\text{св}} + E_{\text{покр}} I_{\text{покр}}} \int M_y(z) M_y^0(z) dz,$$

где M_y — изгибающий момент вдоль оси сверла от фактической нагрузки, приложенной к кончику сверла; M_y^0 — изгибающий момент вдоль оси сверла от единичной нагрузки, приложенной к кончику сверла; $E_{\text{св}}$, $E_{\text{покр}}$ — модули упругости материала сверла и покрытия соответственно; $I_{\text{св}}$, $I_{\text{покр}}$ — модули инерции сечения сверла и покрытия соответственно; z — координата по оси декартовой системы координат, направленной вдоль оси сверла.

Для наглядного представления оценки эффективности использования упрочняющего покрытия в целях

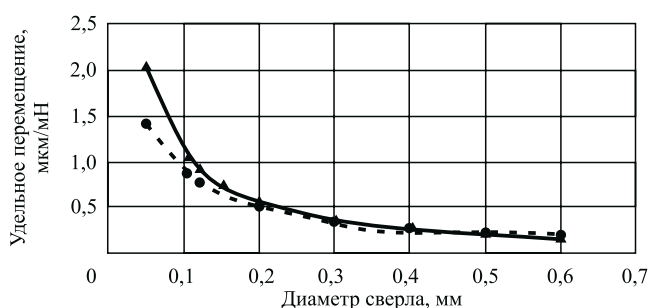


Рис. 4. Зависимость восприимчивости к радиальному нагружению (удельного перемещения) от диаметра сверла:

▲ без покрытия; ● с покрытием

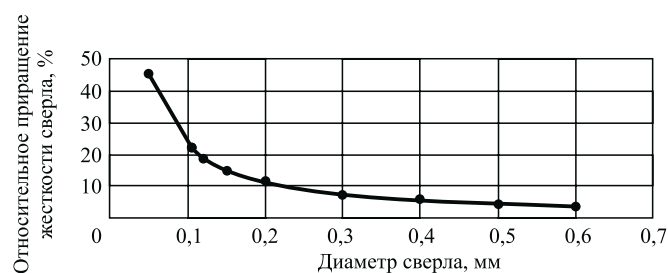


Рис. 5. Относительное приращение изгибной жесткости сверла, обусловленное наличием упрочняющего покрытия, для сверл разного диаметра

увеличения изгибной жесткости сверла был проведен расчет для сверл различных диаметров. Результат данного расчета представлен на рис. 4.

Восприимчивость сверла к осевой нагрузке, приложенной к кончику сверла, убывает обратно пропорционально диаметру сверла (данная взаимосвязь обусловлена фиксированным отношением длины сверла к диаметру). При этом за счет крайне малой жесткости микроразмерных сверл наименьших диаметров относительный вклад упрочняющего покрытия в увеличение изгибной жесткости может быть весьма значительным (рис. 5).

Исходя из полученных результатов можно предположить, что при сверлении микроразмерных отверстий в многослойных ПП сверлами с упрочняющим покрытием случайная погрешность, обусловленная уводом оси сверла, снизится пропорционально относительному приращению изгибной жесткости сверла. В частности, для сверл диаметром 0,30 мм ожидаемое снижение погрешно-

сти, обусловленной уводом сверла, должно составить 7,5 %, а для сверл диаметром 0,15 мм — 13 %.

Методика испытаний

Для оценки погрешности, обусловленной уводом оси сверла в процессе сверления, были сделаны следующие допущения:

под уводом оси сверла подразумевается отклонение расположения центра отверстия со стороны выхода сверла из материала ПП относительно точки входа сверла в материал ПП;

математическая модель, описывающая среднее квадратичное отклонение (СКО) увода, представляет собой произведение восприимчивости сверла к радиальной нагрузке и СКО радиальной нагрузки, обусловленной неоднородностью обрабатываемого материала ПП;

сверло в момент врезания направлено перпендикулярно к поверхности обрабатываемого пакета.

Для испытаний были изготовлены образцы ПП, представляющие собой массив отверстий с набором реперных точек (рис. 6).

В соответствии с задачами эксперимента сверление проводилось с различной осевой подачей, частота вращения шпинделя выбиралась исходя из рекомендаций производителя инструмента и ограничивалась возможностями технологического оборудования. В ходе эксперимента сверление проводилось на технологических установках Schmall Maschinen M160s и Posalux Ultraspeed 3600-LZ.

Результаты испытаний

В результате анализа сканированных микрофотоизображений полученных образцов были вычислены координаты центров отверстий и построены графики распределения случайной погрешности расположения центров отверстий на верхней и нижней сторонах ПП.

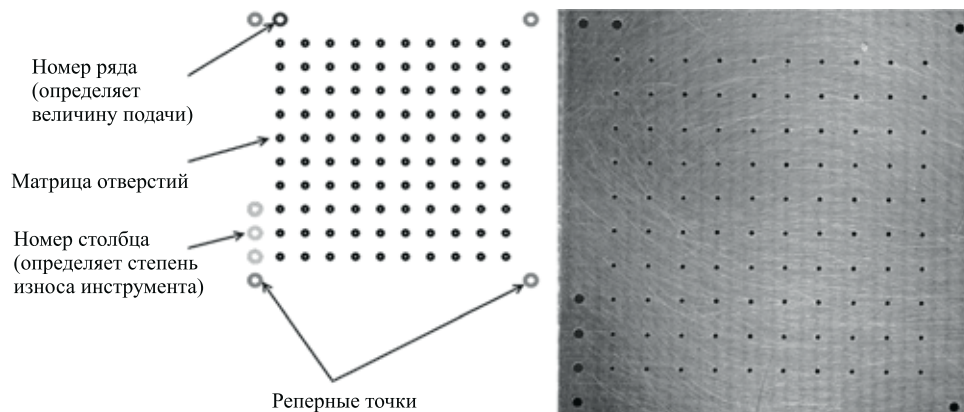


Рис. 6. Схематическое изображение и микрофотография образца ПП с массивом отверстий

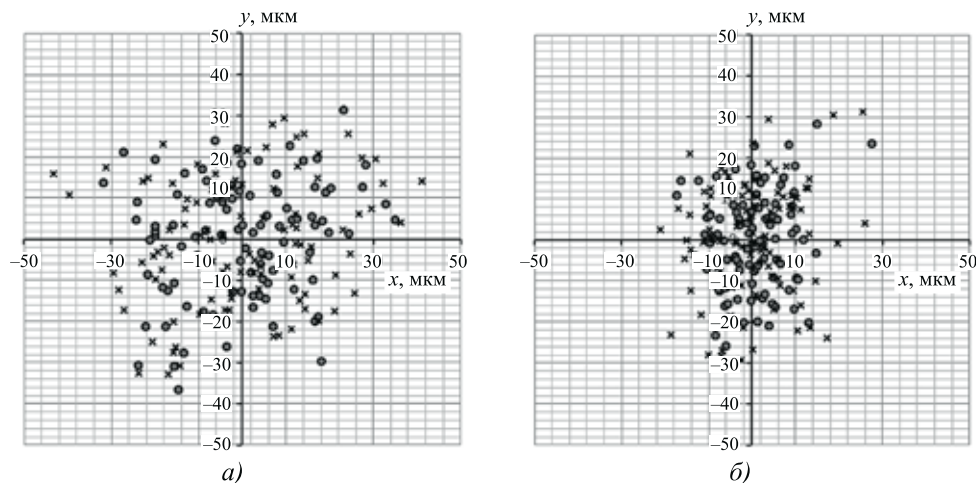


Рис. 7. Отклонение координат (x, y) центра отверстия от номинального положения (диаметр сверла 0,30 мм):

a — сверло без покрытия; б — сверло с покрытием; ● — на входе; × — на выходе

На основании полученных результатов была построена карта распределения увода оси сверла. Данный график отражает распределение погрешности положения центра отверстия на нижней стороне ПП (сторона выхода сверла) при абсолютно точном позиционировании инструмента. Критерием оценки погрешности формирования отверстий является диаметр окружности, охватывающей все точки графика распределения координат отверстий.

Согласно результатам моделирования жесткость сверл диаметром 0,30 мм при наличии покрытия увеличивается на 7,5 % относительно жесткости сверла без покрытия. При этом результаты эксперимента демонстрируют уменьшение СКО смещения координаты центра отверстия при сверлении сверлами с покрытием на 28,9 % (6,5 мкм) по сравнению со сверлением обычными сверлами (рис. 7). Столь существенная разница в результатах моделирования и эксперимента обусловлена тем, что упрочняющее алмазоподобное покрытие обеспечивает приращение изгибной жесткости сверла, проявляющееся в уменьшении увода оси сверла в процессе формирования отверстия, и помимо этого антифрикционные свойства покрытия обеспечивают снижение погрешности расположения отверстия в точке врезания сверла в материал печатной платы.

Выводы

На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что нанесение упрочняющих алмазоподобных покрытий является эффективным и перспективным способом улучшения эксплуатационных свойств микроразмерного режущего инструмента для производства печатных плат, а имен-

но для обеспечения более высокой точности формы и расположения формируемых отверстий. Рассмотренный пример демонстрирует, что на специализированных инструментах значительный эффект от применения упрочняющих покрытий может быть достигнут при учете и использовании всей совокупности свойств, обеспечиваемых изменением свойств поверхности режущего инструмента, причем совокупное улучшение "второстепенных" характеристик инструмента может

иметь гораздо большую значимость, чем изменение основного целевого показателя, выбранного изначально (ресурс).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Литвак Ю.Н., Боброва Ю.С. Микроразмерные твердосплавные сверла с упрочняющим покрытием. Анализ потребительских свойств // Технологии в электронной промышленности. 2014. № 1. С. 33—37.
2. Литвак Ю.Н. Повышение точности расположения отверстий многослойных печатных плат при сверлении микроразмерным инструментом с твердосмазочным покрытием: дис. ... канд. техн. наук. М., 2015. 132 с.
3. Новокрещенов С. Выбор режущего инструмента // Технологии в электронной промышленности. 2005. № 1. С. 28—32.
4. Литвак Ю.Н., Панфилов Ю.В. Исследование процесса сверления микроразмерных отверстий печатных плат // Наноинженерия. 2013. № 5. С. 3—7.
5. Литвак Ю.Н., Панфилов Ю.В. Исследование процесса сверления микроразмерных отверстий печатных плат // Будущее машиностроения России: Сб. материалов V Всероссийской науч.-техн. конф., М., 2012. С. 133—134.
6. Flexion tests, micro drill of 0.1mm diameter // www.creepservice.com: Creepservice. 2014 URL. <http://www.creepservice.com/index.php?page=912> (дата обращения 07.02.2014).
7. Киреев Р.М., Ягафаров И.И., Будилов В.В. Технология нанесения вакуумных ионно-плазменных покрытий на детали ГТД высокой точности // Материалы XIX науч.-техн. конф. с участием зарубежных специалистов "Вакуумная наука и техника". М., 2012. С. 154—157.

И.П. Мельникова, А.В. Лясникова, С.В. Мальцева

(Саратовский государственный технический университет им. Ю.А. Гагарина)

E-mail: kafbma2011@yandex.ru

Повышение эксплуатационных характеристик пористых плазмонапыленных керамических покрытий путем их импрегнирования наноструктурным материалом*

Показана возможность импрегнирования пористого гидроксиапатитового покрытия, применяемого в имплантологии, двумя способами. Использован материал, обладающий антибактериальными свойствами. Выявлен наиболее эффективный способ импрегнирования, обеспечивающий полное и равномерное распределение наночастиц по всей глубине покрытия. Адгезия покрытия при этом увеличивается от 8,4 до 17,6 МПа.

Ключевые слова: керамические покрытия, импрегнирование, адгезия, антибактериальные свойства, гидроксиапатит, бемит, плазменное напыление, наноструктурирование.

It is shown that capillary phenomena can be used to nanostructure hydroxyapatite ceramic coatings used in implantology by two methods. Antibacterial material is used in the work. The most effective impregnation method of coatings, which provides a complete and uniform distribution of the nanoparticles throughout the depth of coverage, was identified. Adhesion of the coating increases from 8.4 to 17.6 MPa.

Keywords: ceramic coatings, impregnation, adhesion, antibacterial properties, hydroxyapatite, boehmite, plasma spraying, nanostructuring.

Введение

Плазмонапыленные керамические покрытия нашли применение в имплантологии. В связи с низкими механическими свойствами кальцийфосфатной биокерамики (низкой прочностью на растяжение и сопротивление удару, хрупкостью и др.) ее используют в сочетании с различными металлами и их сплавами [1]. Широкое распространение среди биоактивных керамических материалов получил гидроксиапатит (ГА) $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$.

Согласно мнению Р. Serekian (1993), среди существующих методов нанесения ГА-покрытий на металлические подложки наиболее практичным, технически хорошо управляемым процессом, обеспечивающим высокие адгезионно-когезионные характеристики, является метод плазменного напыления [2].

Плазменное напыление позволяет создать покрытия с заданной пористостью. В покрытиях для медицинских имплантатов целесообразно наличие пор размером 100...200 мкм. Когда размер пор керамики превышает 100 мкм, костная ткань прорастает через взаимосвязанные поровые каналы [3, 4].

Известно, что размер пор пористой структуры в соответствии с формулой Козени связан с размерами ча-

стиц, из которых она состоит, и пористостью каркаса [3]. Для получения необходимой пористой структуры в настоящее время используется порошок ГА с размером частиц 40...100 мкм [3]. Такие крупные частицы ГА согласно [5] содержат поры и поровые каналы. Использование капиллярных явлений взаимосвязанных пор как между частицами покрытий, так и внутри частиц ГА позволяет осуществлять их наноструктурирование путем импрегнирования суспензиями на основе наноструктурных материалов.

Проблема повышения качества биосовместимых ГА-покрытий, на наш взгляд, может быть решена путем введения в них наночастиц бемита $\text{AlO}(\text{OH})$. В работах [6, 7] имеются сведения о повышении трещиностойкости керамики и прочности при изгибе при применении бемита, а также о наличии у него антимикробного эффекта.

Нами разработаны два способа введения нанокристаллического порошка бемита в плазмонапыленные покрытия. В одном из них частицы $\text{AlO}(\text{OH})$ вводятся методом импрегнирования непосредственно плазмонапыленных покрытий, в другом — частиц ГА перед напылением [8].

Материалы и методика эксперимента

При использовании методики наноструктурирования покрытий методом импрегнирования порошка перед напылением частицы ГА пропитывали суспензиями на основе наноматериала. Суспензии содержали

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ в рамках научного проекта № 15-03-02767а, а также программы "Участник молодежного научно-инновационного конкурса" (дог. № 5138ГУ2/2014 от 18.02.2015 г.).

20 % мас. бемита с размером частиц ~ 50 нм от массы порошка ГА с размером частиц 40...90 мкм и дистиллированную воду или 5%-ный раствор поверхностно-активного вещества (ПАВ) — полиэтиленгликоля ПЭГ-400 в дистиллированной воде. Количество растворителя определяли из расчета 1 г порошка бемита на 10 мл воды или раствора ПАВ в воде.

Порошок бемита перемешивали с водой или раствором ПЭГ-400 и подвергали ультразвуковой обработке в ванне ПБС-ГАЛС при частоте 18 кГц в течение 10 мин.

Импрегнирование частиц ГА перед напылением покрытия. В одном из способов полученные суспензии добавляли в порошок ГА и тщательно перемешивали. Кроме того, порошок ГА смешивали с суспензиями и подвергали обработке в ультразвуковой ванне в течение 2 мин. Полученные суспензии на основе порошка ГА сушили на воздухе в течение 1 сут, после чего — в муфельной печи при температуре 200 °С в течение 1 ч.

Поверхность образцов перед напылением покрытий подвергали абразивно-струйной обработке. Использовали аппарат "Чайка-20". Химическую очистку поверхности образцов выполняли в ультразвуковой ванне ПБС-ГАЛС. Плазменное напыление покрытий осуществляли на установке типа УПН-28 при токе дуги $I = 350$ А, напряжении $U = 30$ В, дистанции напыления $L = 90$ мм.

Импрегнирование сформированных ГА-покрытий. Для наноструктурирования сформированных ГА-покрытий вторым способом образцы погружали в суспензии на основе наноструктурного бемита и пропитывали их в течение 60 мин. Использовали также пропитку покрытия в ультразвуковой ванне ПБС-ГАЛС при частоте 18 кГц в течение 2 мин с последующей выдержкой образцов в суспензии до 60 мин.

Методика исследований. Адгезию покрытий определяли на разрывной машине ИР5082-100. Для испытаний прочности на сдвиг использовали образцы размером 20×80×2 мм, длина нахлестки образцов составляла 15 мм. Образцы склеивали клеем марки ВК-9 по ОСТ 190143—74. Испытания выполняли в соответствии с ГОСТ 14759—69.

Распределение бемита по толщине покрытий исследовали с помощью лазерного спектроаналитического комплекса, который включает в себя дифракционный спектрограф ДФС-458С и ПЗС-приставку МИРС [9]. Распределение алюминия оценивали по интенсивности спектральной линии отражения с длиной волны 309,28 нм на глубине покрытия 30, 38, 44 и 48 мкм. Глубину кратера измеряли с помощью микроскопа МИИ-4.

Результаты и их обсуждение

Экспериментальные результаты показали улучшение процесса пропитки при применении ПАВ ПЭГ-400.

ПЭГ не растворяется в воде, а набухает, образуя мелко-сеточную структуру, в ячейках которой располагаются наночастицы бемита, что предотвращает их конгломерирование. Еще большего диспергирования частиц порошка бемита можно добиться при применении ультразвука (УЗ). Анализ содержания алюминия по глубине ГА-покрытия при модифицировании частиц ГА наночастицами бемита перед их плазменным напылением свидетельствует о более равномерном его распределении вплоть до подложки, чем при пропитке покрытий (табл. 1, 2).

Таблица 1

Интенсивность линии алюминия (отн. ед.) в покрытиях из ГА, пропитанных двумя способами

Пропитываемое вещество	Глубина, мкм	Импрегнирование без УЗ	
		сформированных ГА-покрытий	порошка ГА перед напылением
Суспензия бемита в дистиллированной H ₂ O	30	483	538
	38	444	547
	44	253	558
	48	195	392
Суспензия бемита в 5 %-ном растворе ПЭГ-400 в дистиллированной H ₂ O	30	529	716
	38	553	688
	44	522	719
	48	330	669

Таблица 2

Интенсивность линии алюминия (отн. ед.) в покрытиях из ГА, пропитанных двумя способами с применением ультразвукового воздействия

Пропитываемое вещество	Глубина, мкм	Импрегнирование с УЗ, 2 мин	
		сформированных ГА-покрытий	порошка ГА перед напылением
Суспензия бемита в дистиллированной H ₂ O	30	691	702
	38	664	671
	44	467	569
	48	390	495
Суспензия бемита в 5 %-ном растворе ПЭГ-400 в дистиллированной H ₂ O	30	783	835
	38	801	924
	44	681	1116
	48	619	1384

Немаловажную роль в импрегнировании ГА-покрытий обоими способами играет ультразвуковой капиллярный эффект. Явление капиллярности, как известно, заключается в том, что при помещении в жидкость капилляра, смачиваемого жидкостью, под действием сил поверхностного натяжения в нем происходит подъем жидкости на некоторую высоту. Если жидкость в капилляре совершает колебания под влиянием источника

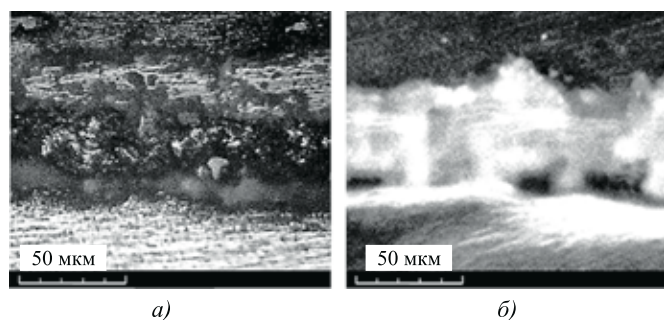


Рис. 1. Структура покрытий (не травлено), импрегнированных суспензиями на основе бемита и 5%-ного раствора ПЭГ-400 с УЗ-воздействием:

a — покрытие, полученное из импрегнированного ГА-порошка;
б — ГА-покрытие, импрегнированное после напыления

ультразвука, то капиллярный эффект резко возрастает, высота столба жидкости увеличивается в несколько десятков раз. Ультразвук сжимает столб жидкости и поднимает его вверх [10].

Результаты металлографического анализа покрытий, полученных двумя способами, различаются. В покрытиях, полученных из предварительно импрегнированных порошков, обнаружены поры, заполненные бемитом (рис. 1, *a*). В покрытиях, импрегнированных после напыления, наличия пор в частицах ГА, а следовательно, и бемита в них не обнаружено (рис. 1, *б*). Это может быть связано с тем, что оценка пористости на шлифах с помощью металлографического анализа затруднительна в том случае, если поры не заполнены пропитывающим материалом. Они заполняются сошлифованным материалом и визуально не просматриваются. Возможной причиной отсутствия бемита внутри пор частиц ГА и расположения его только между частицами при этом способе является поверхностное перекрытие пор в них подплавленным материалом в плазменной струе.

Наибольшие показатели адгезии наблюдаются при импрегнировании частиц перед напылением (табл. 3).

Таблица 3

Адгезия покрытий, напыленных из необработанных и импрегнированных бемитом ГА-порошков

Обработка порошка перед напылением	УЗ-воздействие при импрегнировании (2 мин)	Прочность на сдвиг $\sigma_{сд}$, МПа
Без обработки	—	8,4
Импрегнирование суспензией на основе АЮ(ОН) и дистиллированной H ₂ O	—	16,8
Импрегнирование суспензией на основе АЮ(ОН) и 5 %-ного раствора ПЭГ-400 в дистиллированной H ₂ O	—	17,1
	+	17,6

Заключение

При импрегнировании частиц ГА перед плазменным напылением бемит более равномерно распределяется по покрытию, чем при импрегнировании после напыления, что приводит к повышению его содержания в ГА-покрытии. При этом адгезия покрытия увеличивается до 17,6 МПа. Кроме того, применение в данной технологии материала, обладающего антибактериальными свойствами, повышает ее значимость для применения в медико-технической отрасли.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Jabr S. Al-Sanabani, Ahmed A. Madfa, and Fadhel A. Al-Sanabani** Application of Calcium Phosphate Materials // *Dentistry International Journal of Biomaterials*. 2013. Vol. 2013. 12 p.
2. **Thin Films and Coatings: New Research.** В.М. Caruta. Nova Science Publishers, 2005. 226 p.
3. **Лясникова А.В., Мельникова И.П., Гришина И.П.** Использование процесса иммобилизации микрочастиц гидроксиапатита и оксида алюминия на макрочастицах гидроксиапатита для получения высокоэффективных покрытий внутрикостных имплантатов // *Вестник СГТУ*. 2011. № 1 (53). Вып. 2. С. 21—25.
4. **Silver-doped hydroxyapatite coatings formed on Ti—6Al—4V substrates and their characterization** / A.A. Yanovska, A.S. Stanislavov, L.V. Suhodub et al. // *Materials Science and Engineering*. March 1, 2014. Vol. 36. P. 215—220.
5. **Лясникова А.В.** Теоретические исследования физико-химических процессов формирования и функционирования серебросодержащих наноструктурированных покрытий // *Вестник СГТУ*. 2009. № 2 (38). С. 80—86.
6. **Галиновский А.Л., Муляр С.Г., Судник Л.В.** Технологические особенности создания конструкционной керамики с использованием наноразмерного порошка бемита и возможности ее ультразвуковой диагностики // *Изв. вузов. Машиностроение*, 2013. № 11 (644). С. 64—69.
7. **Pogrebniak A.D., Beresnev V.M.** Nanocoating Nanosystem Nanotechnologies. Bentham Sci. Publ. N.Y. 2012. 155 p.
8. **Влияние импрегнации наноструктурированным бемитом на структуру и свойства плазмонанпыленных керамических покрытий** / И.П. Мельникова, А.В. Лясникова, С.В. Веселухина и др. // *Письма в ЖТФ*. Т. 40. Вып. 19. СПб.: Наука, 2014. С. 34—41.
9. **Соколова Т.Н., Сурменко Е.Л., Попов И.А.** Использование лазерной эмиссионной спектроскопии для анализа распределения химических элементов в лазерных сварных швах // *Изв. вузов. Приборостроение*. Т. 54. № 2. 2011. С. 37—41.
10. **Ультразвуковой капиллярный эффект.** Открытие № 181 СССР / Коновалов Е.Г. Оpubл. Открытия. Изобретения. 1977. № 2.

¹ В.П. Табаков, ² А.В. Чихранов, ¹ Ю.Г. Кривов⁽¹ Ульяновский государственный технический университет,² Технологический институт — филиал Ульяновской государственной сельскохозяйственной академии

им. П.А. Столыпина, г. Димитровград)

E-mail: vpt1947@yandex.ru

Влияние температуры конденсации на механические свойства износостойких покрытий и интенсивность износа режущего инструмента*

Представлены результаты исследований влияния температуры конденсации на параметры структуры, механические свойства износостойких покрытий и интенсивность износа режущего инструмента. Определены оптимальные температурные режимы нанесения покрытий. Установлена эффективность режущего инструмента с разработанными покрытиями.

Ключевые слова: работоспособность, режущий инструмент, износостойкое покрытие, параметры структуры, свойства.

In article results of researches of influence of condensation temperature on the parameters of the structure, the mechanical properties of wear-resistant coatings and the wear of the cutting tool. There were determined the optimal temperature regimes for deposition of coatings. It was established effectiveness of the cutting tool with the developed coatings.

Keywords: operability, cutting tools, wear-resistant coating, parameters of the structure, properties.

Введение

Применение износостойких покрытий (ИП) позволяет существенно повысить работоспособность режущего инструмента (РИ) на операциях лезвийной обработки [1–3]. Одним из основных факторов, определяющих работоспособность РИ с покрытием, являются условия теплового режима его конденсации, которые оказывают влияние на параметры структуры и механические свойства ИП [4, 5]. Анализ технологических условий процесса нанесения покрытия методом конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой (КИБ) показывает, что на всех этапах процесса температура определяет свойства покрытия и, следовательно, режущую способность РИ. На этапе ионной очистки температура определяет прочность адгезии покрытия с инструментальной основой, на этапе конденсации — параметры структуры и механические свойства покрытия, а на этапе остывания РИ в камере установки невыполнение технологических условий может привести к растрескиванию и даже отслоению покрытия из-за высокого уровня в нем остаточных напряжений. Поэтому при создании новых составов ИП, в том числе и многослойных, очень важно знать влияние температурных условий на формирование их структурных параметров и механических свойств.

Цель работы — установление закономерностей влияния температуры конденсации на параметры структуры и механические свойства износостойких покрытий.

* Работа выполнена при поддержке РФФИ (Грант № 15-08-0356).

Методика исследований

Исследовали одноэлементные покрытия TiN и двухэлементные TiZrN, TiMoN толщиной 5 мкм. Нанесение покрытий осуществляли на установке "Булат-6". Покрытия TiN наносили с использованием трех катодов из титана, покрытия TiZrN и TiMoN — с использованием одного катода из титана и двух составных катодов из титана со вставками из циркония и молибдена соответственно. Параметры структуры покрытий (период кристаллической решетки a , полуширину рентгеновской дифракционной линии β_{111}) и остаточные сжимающие напряжения σ_0 исследовали на дифрактометре ДРОН-3М, относительную микродеформацию кристаллической решетки $\Delta a/a$ и размеры блоков областей когерентного рассеивания (ОКР) D рассчитывали по методике, приведенной в работе [6]. Микротвердость H_{11} , модуль упругости первого рода E покрытий определяли по методикам, изложенным в работе [7]. Адгезионную прочность покрытий оценивали по значению коэффициента отслоения K_0 (меньшее значение коэффициента свидетельствует о большей адгезионной прочности), определяемому согласно методике работы [1] на твердомере ТК-2М. Интенсивность износа J и период стойкости T РИ оценивали при токарной обработке заготовок из сталей 30ХГСА и 12Х18Н10Т. Использовали твердосплавные сменные многогранные пластины МС146, ВК6, ТТ10К8Б и пластины из быстрорежущей стали Р6М5.

Таблица 1

Влияние температуры конденсации T_k на параметры структуры и механические свойства покрытий

$T_k, ^\circ\text{C}$	$a, \text{нм}$	$\beta_{111}, ^\circ$	$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^{-3}$	$D, \text{нм}$	$\sigma_0, \text{МПа}$	$H_\mu, \text{ГПа}$	$E, \text{МПа}$	K_0
TiN								
300	0,4252	0,48	5,8	20,9	-875	25,1	326,2	1,21
450	0,4252	0,44	5,3	23,2	-677	24,8	307,0	1,07
600	0,4236	0,36	4,1	29,9	-42	20,3	240,4	0,60
TiZrN								
300	0,4333	0,62	7,8	15,7	-1385	30,5	425,2	1,45
450	0,4344	0,56	7,0	17,6	-1256	29,8	380,4	1,32
600	0,4332	0,52	6,3	19,5	-365	28,5	362,7	0,98

Результаты исследований и их обсуждение

Влияние температуры конденсации T_k на параметры структуры и механические свойства ИП, нанесенных на твердосплавные пластины MC146, показано в табл. 1.

Установлено, что изменение температуры конденсации не приводит к изменению фазового состава покрытий TiN, представляющих собой во всех случаях δ -нитрид титана с ГЦК-решеткой типа NaCl. Снижение температуры конденсации T_k покрытия TiN с 600 до 300 $^\circ\text{C}$ ведет к повышению ширины рентгеновской линии β_{111} в 1,34 раза, микродеформации кристаллической решетки $\Delta a/a$ в 1,4 раза, снижению размеров блоков ОКР D с 29,9 до 20,9 нм и росту сжимающих остаточных напряжений σ_0 с 42 до 875 МПа. Период кристаллической решетки a при этом практически остается постоянным. Увеличение микродеформации кристаллической решетки и уменьшение размеров ОКР при снижении температуры конденсации вызывает рост микротвердости H_μ покрытия TiN. В то же время снижение температуры конденсации ведет к уменьшению прочности адгезии покрытия с твердосплавной основой, о чем свидетельствует повышение коэффициента отслоения K_0 .

Для двухэлементных покрытий TiZrN наблюдаются аналогичные закономерности влияния температуры конденсации на параметры структуры и механические свойства (см. табл. 1). Независимо от температуры конденсации покрытия TiZrN являются однофазными и представляют собой твердый раствор циркония в нитриде титана. Следует отметить снижение степени влияния температуры T_k на параметры структуры и механические свойства при переходе от одноэлементных покрытий TiN к двухэлементным покрытиям TiZrN. Кроме того, для двухэлементных покрытий по сравнению с одноэлементными характерны большие значения микродеформации кристаллической решетки, остаточных сжимающих напряжений и меньшие размеры блоков ОКР.

В табл. 2 представлены данные по влиянию температуры конденсации T_k на период стойкости T пластин ВК6 с покрытием TiN при обработке заготовок из стали

30ХГСА (режимы резания: $V = 150$ м/мин, $S = 0,3$ мм/об, $t = 0,5$ мм). Видно, что зависимость периода стойкости T пластин с покрытием от температуры конденсации T_k имеет экстремальный характер. Максимальный период стойкости пластин ВК6 с покрытием TiN наблюдается при температуре конденсации 550 $^\circ\text{C}$. Снижение периода стойкости пластин при температуре конденсации ниже данного значения вызвано недостаточной прочностью адгезии покрытия с инструментальной основой. В результате происходят отслоение и разрушение покрытия на контактных площадках пластин в процессе резания. Осаждение покрытий при температурах свыше 550 $^\circ\text{C}$ ведет к снижению в них сжимающих остаточных напряжений, сдерживающих процессы трещинообразования в покрытии при резании, уменьшению микротвердости покрытия, что в конечном итоге вызывает его разрушение и повышение износа пластин ВК6.

Таблица 2

Влияние температуры конденсации T_k на период стойкости T пластин ВК6 с покрытием TiN

Покры- тие	Период стойкости T , мин, при температуре конденсации $T_k, ^\circ\text{C}$				
	250	350	450	550	650
TiN	—	13	16	17	12
TiN*	29	27	26	24	22

Условия теплового режима конденсации покрытия определяются не только значением температуры конденсации, но и ее стабилизацией в течение всего процесса нанесения покрытия. В табл. 3 представлены данные по влиянию условий температурного режима на параметры структуры, прочность адгезии и толщину покрытия TiN, нанесенного на пластины из быстрорежущей стали Р6М5. В первом случае (вариант режима 1) конденсацию покрытия осуществляли при постоянных технологических параметрах процесса (ток дуги 90 А, опорное напряжение 100 В), при этом температура конденсации из-за отвода теплоты из режущих пластин в приспособление, снизилась с 500 до 350 $^\circ\text{C}$. Во втором случае (ва-

риант режима 2) температуру конденсации поддерживали на уровне 500 °С путем периодического повышения напряжения от 130 до 220 В. В третьем случае (вариант режима 3) конденсацию покрытия проводили при постоянных значениях напряжения 100 В, токе дуги 90 А и постоянной температуре конденсации 500 °С за счет применения специального приспособления для закрепления пластин, обеспечивающего минимальный отвод теплоты из пластин в приспособление.

Таблица 3

Влияние температурного режима на параметры структуры, прочность адгезии и толщину покрытия TiN

Вариант режима	$\beta_{111}, ^\circ$	$D, \text{нм}$	$\sigma_0, \text{МПа}$	K_0	$h_n, \text{мкм}$
1	0,49	20,4	-2130	1,5	6,0
2	0,45	22,6	-1420	1,1	4,6
3	0,47	22,0	-1180	1,1	6,0

Как следует из табл. 3, для пластин с покрытием, осажденным по первому варианту, характерна большая величина β_{111} и сжимающих остаточных напряжений σ_0 по сравнению с покрытиями, полученными по вариантам 2 и 3, что объясняется уменьшением температуры в процессе осаждения покрытий. Подтверждением этому являются несколько меньшие размеры блоков D . С другой стороны, снижение температуры в варианте 1 температурного режима уменьшает прочность адгезии покрытия с инструментальной основой, о чем свидетельствует наибольшее значение коэффициента отслоения K_0 . Покрытия, полученные по варианту 2 температурного режима, характеризуются меньшим значением сжимающих остаточных напряжений и более высокой прочностью адгезии. В то же время изменение опорного напряжения ведет к снижению скорости конденсации и уменьшению толщины покрытия h_n . Вариант 3 конденсации покрытия характеризуется наименьшими сжимающими напряжениями в покрытиях и высокой прочностью адгезии с инструментальной основой.

Оценка работоспособности режущих пластин с ИП, полученных в различных температурных услови-

ях, при токарной обработке заготовок из стали 30ХГСА представлена в табл. 4. Видно, что наибольший период стойкости T имеют пластины ТТ10К8Б и Р6М5 с покрытиями, полученными по варианту 3. Средний период стойкости пластин ТТ10К8Б и Р6М5 составил 41,4 и 13,6 мин соответственно при коэффициенте вариации соответственно 0,07 и 0,05. Пластины с покрытиями, полученными по вариантам 1 и 2, имели в зависимости от материала режущих пластин средний период стойкости в 1,5...1,8 ниже при более высоком коэффициенте вариации.

Как следует из рис. 1, длина пути резания пластин с покрытием TiN, полученным по режиму 3, в 1,5...2 раза больше по сравнению с аналогичным показателем для вариантов 1 и 2.

Анализ данных, приведенных в табл. 1 и 2, показывает, что повышение прочности адгезии покрытий, полученных при температурах конденсации ниже 550 °С, в сочетании с их более высокой микротвердостью и меньшим размером блоков ОКР должно привести к росту периода стойкости пластин. Это можно обеспечить путем осаждения покрытия с постепенным

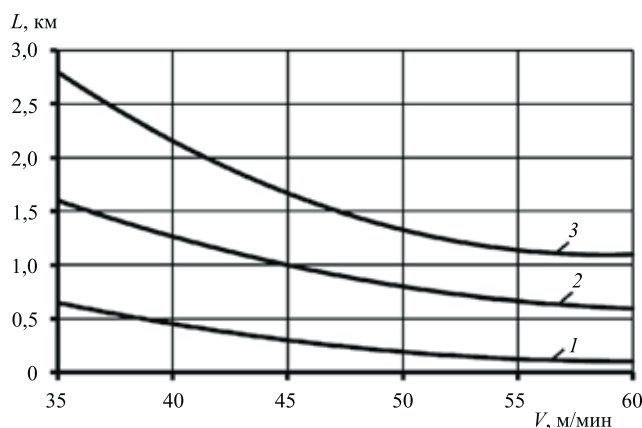


Рис. 1. Влияние скорости резания V на длину пути резания L пластин Р6М5:

1 — без покрытия; 2, 3 — с покрытием TiN, нанесенным по вариантам 2 и 3 соответственно; $S = 0,3 \text{ мм/об}$; $t = 1,0 \text{ мм}$

Таблица 4

Влияние температурного режима на период стойкости пластин с покрытием TiN

Инструментальный материал	Вариант режима	$T_{\text{max}}, \text{мин}$	$T, \text{мин}$	$T_{\text{min}}, \text{мин}$	v_T	Режим резания
ТТ10К8Б	1	28,0	22,4	18,0	0,21	$V = 150 \text{ м/мин}$, $S = 0,3 \text{ мм/об}$, $t = 0,5 \text{ мм}$
	2	32,0	27,2	23,0	0,14	
	3	45,0	41,4	39,2	0,07	
Р6М5	1	9,3	7,2	6,5	0,18	$V = 30 \text{ м/мин}$, $S = 0,3 \text{ мм/об}$, $t = 1,0 \text{ мм}$
	2	9,8	8,5	7,0	0,12	
	3	14,2	13,6	13,0	0,05	

Обозначения: $T_{\text{max}}, T, T_{\text{min}}$ — максимальный, средний и минимальный периоды стойкости соответственно; v_T — коэффициент вариации периода стойкости.

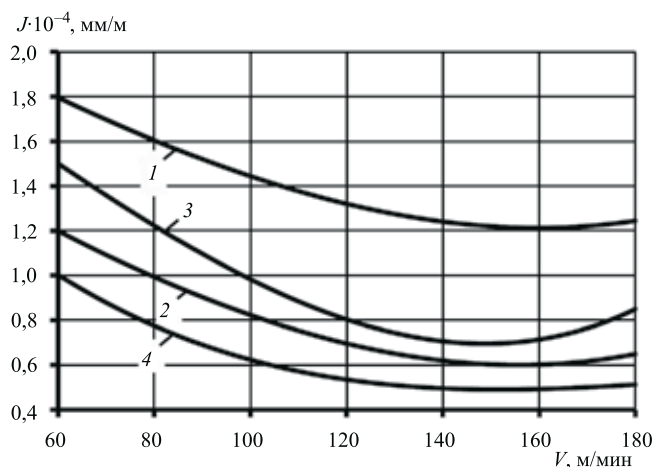


Рис. 2. Влияние скорости резания V на интенсивность износа J твердосплавных пластин при токарной обработке заготовок из стали 30ХГСА:

1 — TiN; 2 — TiN*; 3 — TiMoN; 4 — TiMoN*; 1, 2 — ВК6; 3, 4 — ТТ10К8Б; $S = 0,21$ мм/об; $t = 0,5$ мм

Таблица 5

Интенсивность износа пластин ВК6 с покрытиями TiZrN

Покрытие	Интенсивность износа $J \cdot 10^{-4}$, мм/м, при скорости резания V , м/мин ($S = 0,15$ мм/об, $t = 0,5$ мм)							
	30ХГСА				12Х18Н10Т			
	160	200	240	280	80	100	120	140
TiZrN	0,9	0,75	0,6	0,75	0,69	0,61	0,56	0,65
TiZrN*	0,6	0,48	0,32	0,55	0,48	0,42	0,32	0,42

снижением температуры конденсации или нанесением его в два этапа, осаждая нижний слой при температуре 600 °С, обеспечивая тем самым высокую прочность адгезии, а затем верхний слой при температуре 300 °С, обеспечивая малый размер блоков ОКР и высокую микротвердость. Как видно из табл. 2, применение покрытий TiN*, полученных в указанных выше условиях, позволяет повысить период стойкости пластин ВК6. При этом период стойкости пластин с покрытием TiN* непрерывно возрастает при снижении температуры конденсации.

На рис. 2 и в табл. 5 показано влияние скорости резания на интенсивность износа твердосплавных пластин с покрытиями, полученными в условиях температурного режима 3 и изменения температуры конденсации при его осаждении (покрытия, отмеченные звездочкой). Как видно из представленных данных, применение ИП, полученных в условиях температурного режима 3 и изменения температуры конденсации в процессе их осаждения, снижает интенсивность износа твердосплавных пластин при токарной обработке в 1,4...1,8 раза в зависимости от материала режущих пластин, состава покрытия и обрабатываемого материала и условий резания.

Выводы

Температура конденсации и условия температурного режима оказывают существенное влияние на параметры структуры, механические свойства покрытий и интенсивность износа режущих пластин.

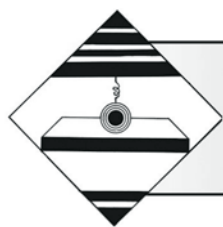
Снижение температуры конденсации ведет к повышению относительной микродеформации кристаллической решетки, уменьшению размера блоков ОКР, повышению сжимающих остаточных напряжений, микротвердости покрытий и снижению прочности их адгезии.

Нанесение покрытий при стабилизации температуры конденсации и постоянстве технологических параметров обеспечивает повышение периода стойкости режущих пластин и уменьшение его разброса.

Применение покрытий, полученных в условиях изменения температуры конденсации, снижает интенсивность износа твердосплавных пластин при токарной обработке в 1,4...1,8 раза в зависимости от материала пластин, состава покрытия и обрабатываемого материала и условий резания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.
2. Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П. Методологические принципы создания функциональных покрытий для режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 2. С. 18—39.
3. Tabakov V.P., Vereschaka A.S. Development of technological means for formation of multilayer composite coatings, providing increased wear resistance of carbide tools, for different machining condition // Key Engineering Materials. Trans Tech Publications, Switzerland. Vol. 581. 2014. P. 55—61.
4. Табаков В.П., Езерский В.И., Полянсков Ю.В. Повышение работоспособности режущего инструмента путем направленного измерения состава износостойкого покрытия // Вестник машиностроения. 1989. № 12. С. 43—46.
5. Повышение стойкости режущего инструмента путем изменения адгезионно-прочностных свойств износостойкого покрытия / В.П. Табаков, Ю.Н. Николаев, Ю.В. Полянсков, В.И. Игошев // Станки и инструмент. 1990. № 3. С. 22—23.
6. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгеноструктурный и электронно-оптический анализ металлов. М.: Металлургиздат, 1970. 366 с.
7. Табаков В.П., Чихранов А.В. Определение механических характеристик износостойких ионно-плазменных покрытий на основе нитрида титана // Известия Самарского научного центра РАН. Т. 12. № 4. 2010. С. 292—297.



УДК 621.777

В.Н. Кокорин, В.И. Филимонов, А.А. Молгачёв, А.В. Кокорин, А.А. Евстигнеев, Б.Р. Зиннатов
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: vnkokorin@mail.ru

Исследования деформационного упрочнения металлической матрицы-основы массива прессовки гетерофазной механической смеси при прессовании в конической матрице

Рассмотрены вопросы упрочнения металла матрицы-основы пористого тела при реализации развитых сдвиговых деформаций.

Ключевые слова: порошок, упрочнение, матрица, сдвиг, деформации.

Some issues related to strain hardening of metallic matrix being the porous body base during the realization of developed shear strains are considered.

Keywords: powder, hardening, matrix, shear, strains.

В настоящее время потребительским рынком высокоплотных изделий востребованы детали с плотностью, приближенной к теоретической. Наиболее распространенным видом порошковой продукции конструкционного назначения являются детали общего назначения на основе железа. Порошковые конструкционные детали должны обладать высокими плотностью и прочностью, иметь остаточную пористость $< 1\%$, что по уровню физико-механических свойств сопоставимо с литыми и легированными материалами [1].

Установлено, что наиболее перспективным является метод интенсивного уплотнения увлажненных смесей при получении плотных изделий с пористостью $\leq 3\%$, однако для получения сильнонагруженных деталей необходима пористость $\leq 1\%$ [2].

Для повышения качества деталей и заготовок разработан способ интенсивного уплотнения и структурирования увлажненных металлических порошков с использованием развитых сдвиговых деформаций [3].

Разработка и использование новой технологии консолидации увлажненных железосодержащих дисперсных материалов при обеспечении интенсивного структурообразования в условиях комплексного воздействия на уплотняемую среду осевого и

тангенциального нагружения позволят существенно повысить плотность структуры и уровень физико-механических свойств порошковых изделий, приближаясь по уровню к компактным материалам, уменьшить энергосиловые режимы обработки, благодаря чему существенно расширится область их применения.

При качественном описании процесса уплотнения порошка под действием внешнего давления выделяют четыре перекрывающиеся стадии: переупаковку частиц порошка, локализованную на контактах частиц необратимую деформацию, однородную деформацию порошкового тела, объемную деформацию сжатия [4].

В настоящее время сотрудниками кафедры "Материаловедение и ОМД" УлГТУ проводятся исследования интенсивного структурирования порошковых металлических смесей на основе учета реологии уплотняемого материала. В работах последних лет [2, 3] представлены способ и технология интенсивного прессования гетерогенных увлажненных материалов на основе железа при получении плотноупакованной структуры (с плотностью, близкой к теоретической), имеющей прочные межчастичные диффузионные связи с образованием эффективного ювенильного контакта. Предложенная физическая



Рис. 1. Экспериментальная пресс-форма для изучения процесса уплотнения при реализации интенсивного сдвига

модель уплотнения в конической матрице при реализации сдвига (рис. 1) корректно описывает необратимую пластическую деформацию, вызывающую изменение топологии и морфологии частиц, а также их деформационное упрочнение на третьей и четвертой стадиях уплотнения, где наблюдается снижение интенсивности роста плотности структуры. Особый интерес представляет исследование деформационного упрочнения гетерофазных механических смесей с предельно различающимися физическими свойствами фаз.

Изучение деформационного упрочнения в процессе консолидации металлических порошковых тел является актуальной задачей в связи с необходимостью установления механизма уплотнения при фиксировании стадийности и особенностей структурирования. Исследованию деформационного упрочнения при прессовании металлических порошков посвящен ряд работ [4, 5]. В них были установлены реологические свойства порошковых структур при осевом нагружении в цилиндрической матрице. Реализация механической схемы нагружения, где возникает интенсивный сдвиг, требует уточнения характера деформационного упрочнения металла-матрицы.

М.С. Ковальченко в рамках теории пластичности пористых порошковых материалов, используя реологическую модель, включающую упругий, вязкий и пластически упрочняемый элемент матрицы-основы, образующей деформируемое уплотняемое тело, предложил модель деформационного упрочнения металла-основы [5]. В рамках этой модели пределу текучести соответствует пороговое вязкое течение с постоянной вязкостью (идеальная пластичность), а повышение предела текучести связано с деформационным упрочнением.

В общем случае зависимость сдвигового напряжения пластической деформации (текучести) матрицы пористого тела ($\tau_s = \langle \tau \rangle$) от ее средней квадратичной сдвиговой деформации $\langle \varepsilon_m \rangle$ с учетом упрочнения определена в виде

$$\tau_s = \tau_0 + \int_0^{\langle \varepsilon_m \rangle} \left(\frac{\partial \tau}{\partial \langle \varepsilon_m \rangle} \right) d \langle \varepsilon_m \rangle, \quad (1)$$

где τ_0 — начальный предел текучести; $\frac{\partial \tau}{\partial \langle \varepsilon_m \rangle}$ — модуль деформационного упрочнения, или

$$\tau_s = \sigma_1 \sqrt{\frac{2(1-\rho^{2/\rho})}{\rho^{2.5/\rho}(2-\rho^{2/\rho})}}, \quad (2)$$

где $\sigma_1 = p$ (осевое давление); ρ — относительная плотность структуры.

Истинная (средняя квадратичная) деформация матрицы

$$\langle \varepsilon_m \rangle = \int_{\rho_0}^{\rho} \rho^{(2.5-4\rho)} \left(\frac{2-\rho^{2/\rho}}{2(1-\rho^{2/\rho})} \right) d\rho. \quad (3)$$

Анализ деформационного упрочнения металлической матрицы-основы при прессовании в "тающей" оснастке проводился в сравнении деформационным упрочнением при прессовании увлажненной гетерофазной механической смеси в цилиндрической матрице. Были использованы экспериментальные кривые уплотнения (рис. 2). Текущие значения относительной плотности и давления установлены на участках, характеризующих стадийность уплотнения и соответствующий механизм уплотнения [2].

На каждом шаге прессования проводился комплексный анализ параметров деформации структуры τ_s и $\langle \varepsilon_m \rangle$.

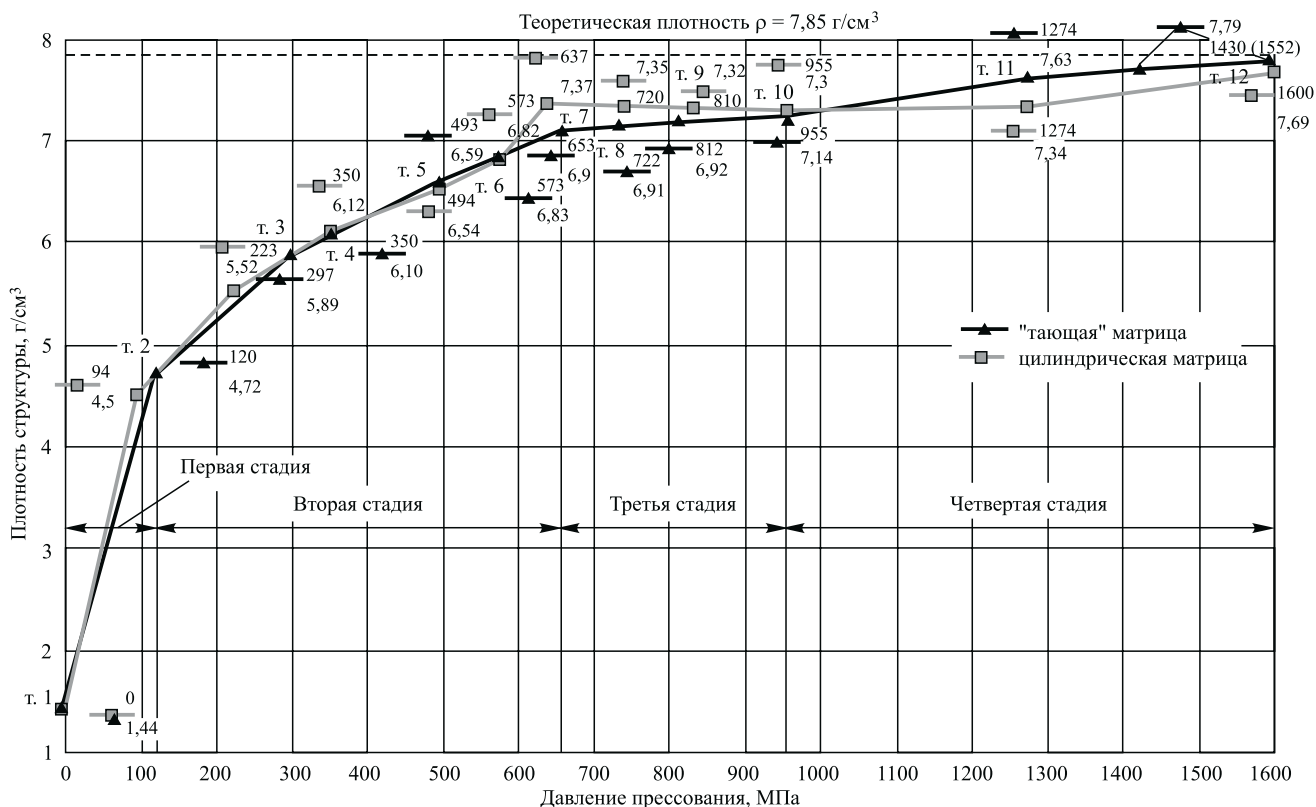


Рис. 2. Кривые уплотнения (рядом с точками сверху приведены значения давления, снизу — плотности)

Экспериментальные и расчетные данные, используемые при анализе деформационного упрочнения материала-матрицы структуры прессовки

№ точки*	Цилиндрическая оснастка					Тающая оснастка				
	Исходные данные		Расчетанные данные			Исходные данные		Расчетанные данные		
	ρ , г/см ³	p , МПа	τ_s , МПа	$\langle \varepsilon_m \rangle \cdot 10^6$	ρ , г/см ³	p , МПа	τ_s , МПа	$\langle \varepsilon_m \rangle \cdot 10^6$		
1	1,44	0,183	0	0	2,66	1,44	0,183	0	0	2,66
2	4,5	0,573	94	319,89	0,137	4,72	0,601	120	329,0	0,164
3	5,52	0,703	223	367,1	0,279	5,89	0,750	297	401,0	0,339
4	6,12	0,779	350	418,68	0,378	6,10	0,777	350	422,5	0,375
5	6,54	0,833	493	468,22	0,456	6,59	0,839	493	457,2	0,465
6	6,82	0,868	573	464,13	0,511	6,83	0,870	573	459,2	0,512
7	7,37	0,938	637	349,05	0,641	6,9	0,878	653	501,8	0,527
8	7,35	0,936	720	379,625	0,629	6,91	0,880	722	548,0	0,531
9	7,32	0,932	810	442,915	0,637	6,92	0,881	812	614,8	0,532
10	7,3	0,929	955	533,43	0,622	7,14	0,909	955	615,4	0,582
11	7,34	0,935	1274	678,83	0,634	7,63	0,971	1274	441,3	0,725
12	7,69	0,979	1600	471,93	0,751	7,79	0,992	1592	288,2	0,808

* Номера точек соответствуют обозначениям т. 1...т. 12 на рис. 2.

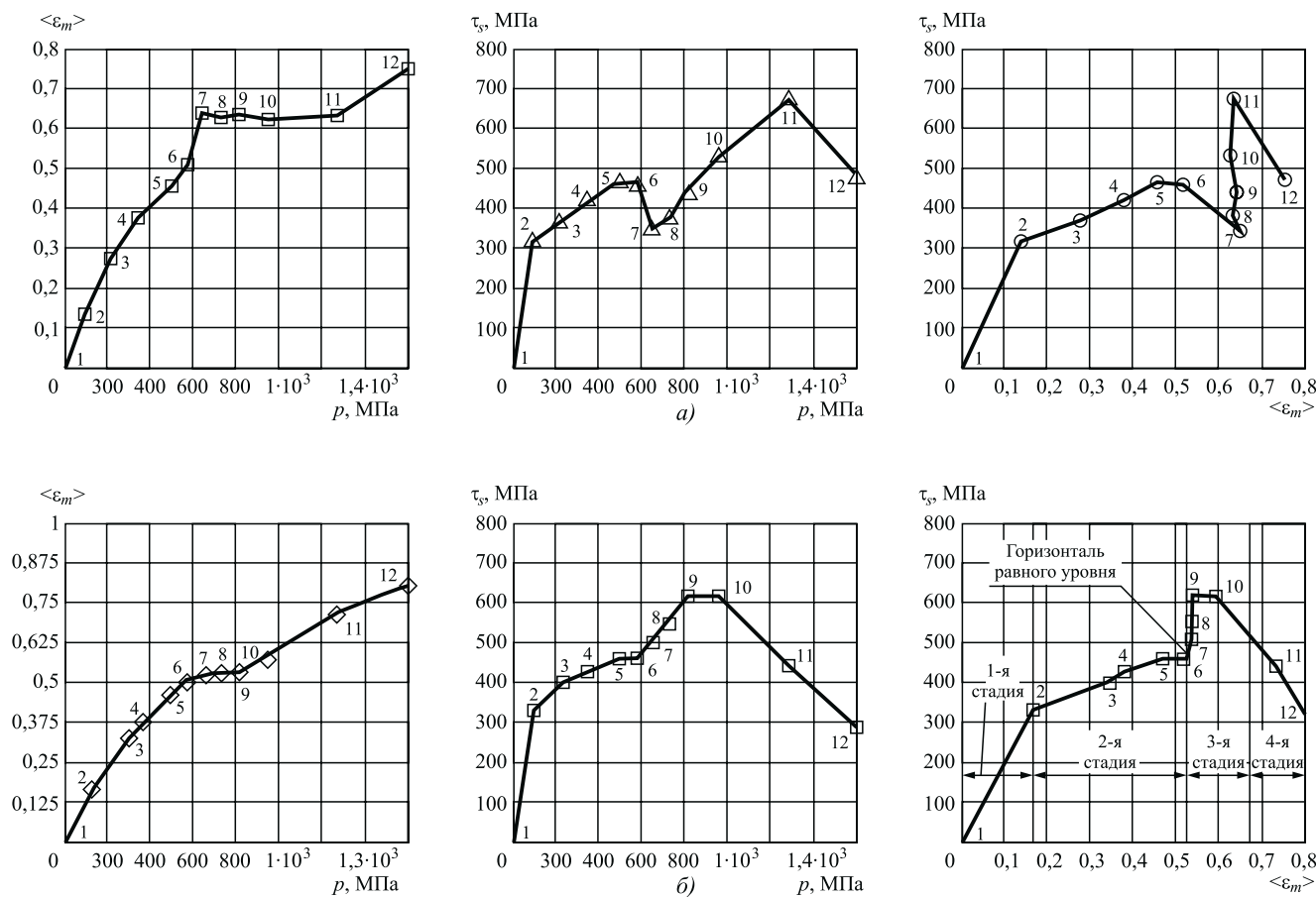


Рис 3. Функциональные характеристики деформационного упрочнения металла-матрицы структуры прессовки:

а — цилиндрическая оснастка; б — "тающая" оснастка; 1...2 — номера точек (см. рис. 2 и табл.)

В таблице представлены экспериментальные значения текущей плотности (абсолютной и относительной) и осевого давления, а также расчетные величины τ_s и $\langle \epsilon_m \rangle$. При отыскании определенного интеграла в формуле (1) использован метод трапеций [6].

На рис. 2 представлена графическая интерпретация функциональных связей: цилиндрическая матрица; коническая ("тающая") матрица. Анализ приведенных графиков позволяет установить сходный характер монотонно возрастающих кривых $\langle \epsilon_m \rangle = f(p)$ в диапазоне прикладываемых осевых давлений 0...600 МПа, что определяет сходство механизмов уплотнения на первой и второй стадиях уплотнения. Дальнейшее увеличение прикладываемого осевого давления вносит в характер изменения интенсивности средних квадратичных деформаций $\langle \epsilon_m \rangle$ существенные отличия. Если при использовании цилиндрической матрицы в диапазоне давлений 600...700 МПа наблюдаются пиковый рост $\langle \epsilon_m \rangle$ (третья стадия уплотнения) с последующим спадом при давлении 900...1000 МПа (четвертая стадия

уплотнения) и резкое увеличение $\langle \epsilon_m \rangle$ на пятой стадии, то при использовании "тающей" оснастки на третьей стадии уплотнения зафиксирован участок стагнации при давлениях 800...900 МПа с последующим интенсивным ростом средних квадратичных деформаций на четвертой стадии уплотнения. Выявлена корреляция между продолжительностью (по шкале давлений) стадий уплотнения и деформационными характеристиками уплотненной механической смеси.

Графики зависимостей сдвиговых напряжений от давления $\tau_s = f(p)$ (рис. 3) также устанавливают изменение напряжений сдвига в зависимости от прикладываемых давлений, причем интенсивность изменения τ_s на характерных стадиях уплотнения различна, что определяется прежде всего наличием иного механизма уплотнения — деформационного наряду со структурным на третьей и четвертой стадиях уплотнения (цилиндрическая матрица) и третьей стадии (коническая матрица); и только деформационного механизма на пятой стадии уплотнения (цилиндрическая матрица) и четвертой стадии

(коническая матрица при реализации интенсивного сдвига).

На каждом шаге деформации проводился комплексный анализ деформационных характеристик. Анализ данных проведенных расчетов (см. табл.) проводился также для определения характера изменения сдвигового напряжения текучести матрицы-основы в зависимости от ее средней квадратичной деформации (см. рис. 3) для прессования в цилиндрической и конической матрицах.

При $\langle \varepsilon_m \rangle = 0,628...0,634$ (цилиндрическая матрица) наблюдается "зуб" текучести [7] (резкое повышение) τ_s , связанное со значительным сопротивлением сжатию закрытой поры на четвертой стадии уплотнения. Пик напряжений в данном случае указывает на то, что в локальных областях замкнутых пор при сжатии возникают напряжения, существенно превышающие напряжения в компактных металлах. При использовании конической матрицы, где реализуется развитый сдвиг, "зуб" текучести отмечается в точках 6...10 графика (см. рис. 3) в диапазоне $(0,514...0,182) < \langle \varepsilon_m \rangle \leq (0,582...0,802)$, соответствующих второй стадии уплотнения.

При $\langle \varepsilon_m \rangle$, находящихся в диапазоне значений $0,582...0,802$, — точки кривой 10...12 (см. рис. 3), что соответствует четвертой стадии, когда плотность структуры приближается к плотности компактного материала, наблюдается снижение уровня τ_s от номинального уровня. При этом наблюдается тенденция к существенному понижению сдвигового напряжения текучести τ_s матрицы-основы, что определяет снижение потребных энергосиловых характеристик процесса по сравнению с уплотнением в цилиндрической матрице.

Генезис данной схемы деформационного упрочнения материала основы определяется также количеством, формой и размером пор. При достижении критических давлений на границах пор наблюдается разрушение металлических связей между отдельными частицами, что ведет к уменьшению общей площади межчастичных контактов. При этом существенно возрастают напряжения на остальных площадях оставшихся контактов. Данное явление было отмечено в работе [8], где изменение коэффициента интенсивности напряжений порошкового железа было отмечено в интервале пористости 6...8 % [9] в основном при наличии щелеобразных пор.

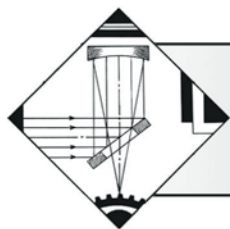
Анализ структуры материала и морфологии пор в рассматриваемом процессе интенсивного уплотнения определяет принадлежность данного вывода к третьей стадии уплотнения, где отмечен скачок ("зуб" текучести) напряжений (см. рис. 3). Следует отметить морфологию пор данной стадии (стадии интенсивного сдвига) как щелеобразную, что вызывает высокие значения напряжений в устьях пор под действием нагрузок.

Анализ данных об уплотнении порошков при монотонном повышении осевого давления путем расчета связи $\tau_s = f(\langle \varepsilon_m \rangle)$ позволяет определить особенности деформационного упрочнения матрицы-основы и влияние сдвиговых напряжений τ_s и средних квадратичных деформаций $\langle \varepsilon_m \rangle$ на уплотнение и характер структурирования порошкового тела.

Проведенный анализ позволяет установить, что предел текучести матрицы-основы, а также характер его изменения вследствие деформационного упрочнения определяют также и характер кривой уплотнения (см. рис. 2).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Финдайзер Б., Фридрих Э., Шатт В. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / под ред. В. Шатта. М.: Металлургия, 1983. 520 с.
2. Теория и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа / В.Н. Кокорин, А.И. Рудской, В.И. Филимонов и др. Ульяновск, УлГТУ, 2012. 236 с.
3. Пат. 2399458 РФ. Способ прессования высокоплотных заготовок и деталей из металлического порошка в присутствии жидкой фазы / Кокорин В.Н. Оpubл. 2010. Бюл. № 26.
4. Ковальченко М.С. Деформационное упрочнение порошкового тела при прессовании // Порошковая металлургия. 2009. № 3/4. С. 13—26.
5. Ковальченко М.С. Реологическая модель прессования порошков // Порошковая металлургия. 1990. № 3. С. 100—104.
6. Ильин В.А., Поздняк Э.Г. Основы математического анализа. М.: Физматлит, 2008. 648 с.
7. Мухаммед Ш.Н. Деформационное упрочнение металлических порошков при прессовании // Прогрессивные технологии машиностроения. 2013. Вып. 1, 2. С. 192—196.
8. Поляков В.В., Егоров А.В., Лепендин А.А. Моделирование пластической деформации и разрушения пористых материалов // Письма в ЖТФ. Т. 31. Вып. 4. 2005. С. 17—22.
9. Особенности уплотнения металлических порошков при прессовании / И.М. Федорченко, А.Е. Кушевский, Т.Ф. Мозоль, В.Ф. Чудинов // Порошковая металлургия. 1987. № 3. С. 13—17.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 66.088:544.01

П.М. Бажин, П.А. Столин, А.М. Столин, А.О. Аверичев

(Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка)

E-mail: olimp@ism.ac.ru

Особенности микроструктуры наплавленного слоя, полученного СВС-электродами на основе Ti—Al—C*

Апробировано использование СВС-электродов из материалов на основе Ti—Al—C для нанесения защитных покрытий на металлическую поверхность методом электродуговой наплавки в среде аргона. Изучено влияние энергетических параметров наплавки на качество и строение легированного слоя. Методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального и рентгенофазового анализа исследованы микроструктура и фазовый состав наплавленного слоя.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, микроструктура, СВС-электрод, наплавленный слой, жаропрочность, металлокерамический материал.

In the paper there are presented the results connected with the electrode materials based on Ti—Al—C usage for deposition of the protective coatings by the arc welding. Influence of the energy parameters of welding quality and structure of the fusion layer are studied. The material microstructure and phase composition of the alloy layer were characterized by SEM, X-Ray methods.

Keywords: arc welding, microstructure, SHS-electrode, alloy layer, heat-resistant, ceramic-metal material.

Введение

В настоящее время создание дисперсно-упрочняемого наплавленного слоя с высокой температурно-деформационной стойкостью (до 950...1100 °С) проводят электродами марок ОЗШ-6, ОЗШ-8 [1]. При этом химический состав и структура наплавленного металла отличаются (зачастую весьма существенно) от состава и структуры свариваемых материалов. Основным показателем, определяющим выбор состава электрода, является обеспечение основных эксплуатационных характеристик сварных соединений (механических свойств, коррозионной стойкости, жаростойкости, жаропрочности), стойкости металла шва к образованию трещин, требуемого комплекса сварочно-технологических свойств [2].

Практическое и фундаментальное значение имеют разработки по использованию металлокерамических наплавочных электродных материалов на основе МАХ-фазы, которые обладают весьма специфическими свойствами [3]. Подобно металлам эти материалы демонстрируют высокую тепловую и электрическую

проводимость, а также имеют достаточно высокую стойкость к тепловым ударам. Подобно керамике имеют высокий модуль упругости, низкий тепловой коэффициент расширения, высокую теплостойкость и превосходную жаростойкость. По сопротивлению циклическим нагрузкам при температурах выше 1000 °С такие материалы не уступают, а зачастую превосходят большинство известных жаропрочных и жаростойких материалов, в том числе никелевые сплавы и интерметаллиды.

В работах [4, 5] для получения длинномерных стержней из материалов на основе МАХ-фазы системы Ti—Al—C был предложен метод СВС-экструзии, который сочетает процессы горения в режиме СВС (самораспространяющегося высокотемпературного синтеза) со сдвиговым высокотемпературным деформированием. Показано, что предложенным методом удастся получать компактные стержни из материала на основе Ti—Al—C, однородного по длине и сечению и с относительной плотностью более 95 %.

Предметом настоящей работы стали апробирование и обоснование использования разработанных СВС-электродов на основе Ti—Al—C для нанесения

* Работа выполнена по гранту РФФИ № 14-48-03651.

защитных покрытий на металлическую поверхность методом электродуговой наплавки в среде аргона. Изучено влияние энергетических параметров наплавки на качество и строение легированного слоя. Методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального и рентгенофазового анализа изучена микроструктура и фазовый состав наплавленного слоя.

Объекты и методики исследования

Электродуговую наплавку проводили в защитной атмосфере аргона при токах 40, 50 и 80 А СВС-электродами диаметром 3 мм на подложку из стали 3 толщиной 3 мм. Материал используемых СВС-электродов состоит из матрицы Ti_3AlC_2 (80...90 % мас.), дисперсно-упрочненной тугоплавкими частицами TiC (10...20 % мас.). Проведенные ранее испытания на жаростойкость данных материалов в окислительной атмосфере воздуха при температуре 900 °С показали, что скорость их окисления составляет менее 0,68 г/(м²·ч), при этом скорость коррозии составила менее 2 мм/год. Образцы жаропрочного сплава ЖС32У с защитными покрытиями, полученные из материалов на основе Ti—Al—C методом электроискрового легирования, успешно прошли испытания на длительную жаропрочность без разрушения при температуре 970 °С в течение 45 ч под нагрузкой 300 МПа [5]. Положительные результаты проведенных ранее испытаний стали основанием для использования материалов на основе Ti—Al—C в качестве электродов для электродуговой наплавки.

В представленной работе на металлическую подложку наплавливали один слой при одном проходе. При токе 40 А для плавления СВС-электрода требовалось длительное время, наплавка протекала дискретно. При повышении тока до 50 А СВС-электрод плавился интенсивнее, наплавка стабилизировалась. При повышении тока до 80 А скорость наплавки увеличилась примерно в два раза. Качество поверхности наплавленных слоев при трех режимах практически не отличалась, не было замечено трещин, пор, кратеров, нагаров.

Исследование микроструктуры проводили на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultraplus на базе Ultra55 (Германия). Рентгенофазовый анализ проводили на порошковом рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA (Thermo Fisher Scientific, Швейцария).

Проведение эксперимента и обсуждение его результатов

На рис. 1 представлена характерная микро-

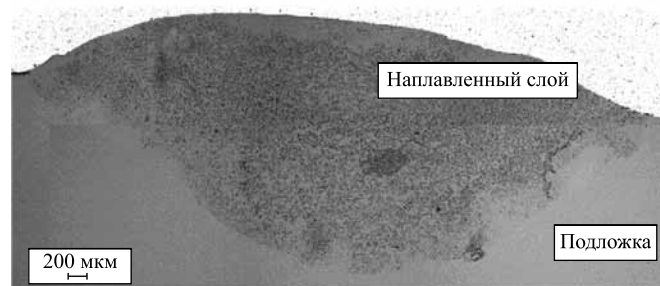
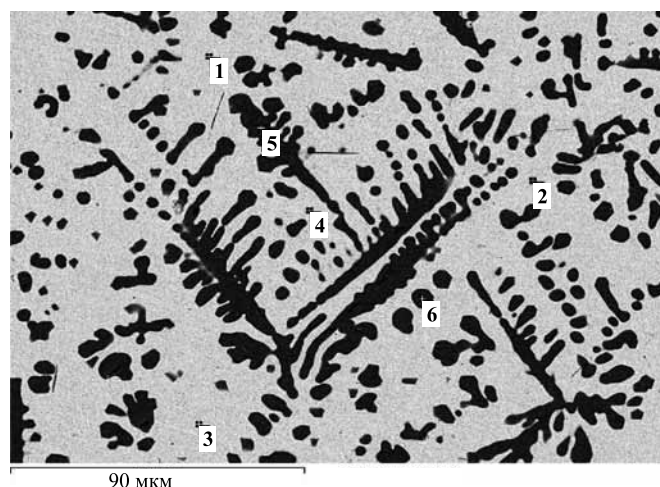


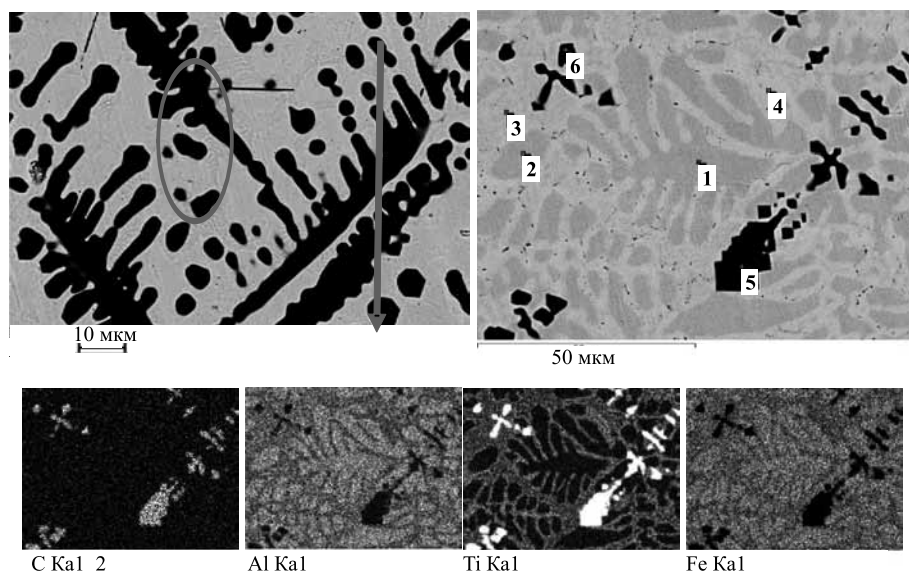
Рис. 1. Наплавленный слой при токе $I = 40$ А

структура наплавленного слоя. При наплавке на разных режимах происходит распад МАХ-фазы Ti_2AlC_3 , и при кристаллизации в сварной зоне образуются карбид титана, твердый расплав титана в железе и алюминид титана. С увеличением силы тока высота наплавленного слоя возрастает с 2,8 до 4 мм, ширина — с 7 до 8,5 мм соответственно. Микроструктура наплавки при силе тока 40 А более равномерная. С увеличением силы тока равномерность распределения структурных составляющих ухудшается.



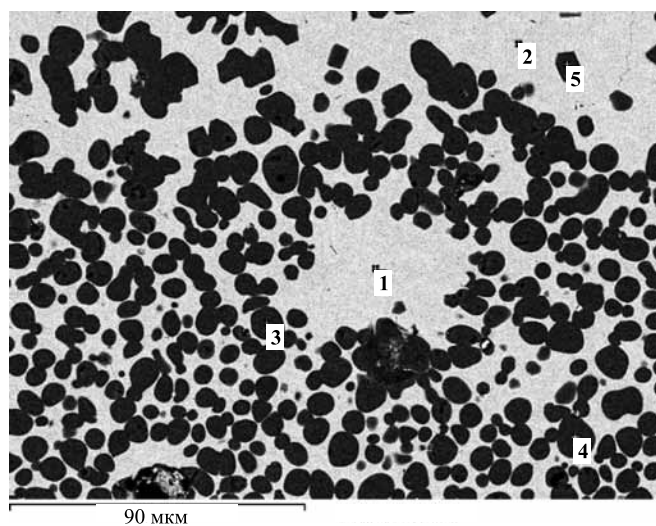
Спектр	C	Al	Ti	Fe
1	5,9	4,3	18,3	71,5
2	5,2	6,5	6,0	82,3
3	4,4	4,0	24,2	67,4
4	7,5	6,7	5,4	80,4
5	23,2	0,4	75,1	1,3
6	23,7	0,3	74,4	1,6

Рис. 3. Общий вид дендритных зерен TiC в верхней части наплавленного слоя



Спектр	C	Al	Ti	Fe
1	3,0	10,7	9,5	76,8
2	12,9	9,2	8,3	69,6
3	1,5	9,5	15,9	73,1
4	1,9	7,2	23,6	67,3
5	20,3	0,3	77,9	1,5
6	20,9	0,6	74,0	4,5

Рис. 5. СЭМ-матрицы в характеристическом изображении элементов и элементный анализ



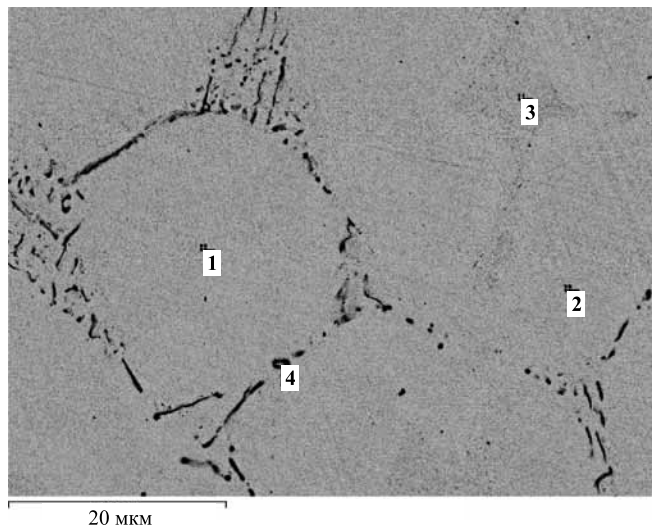
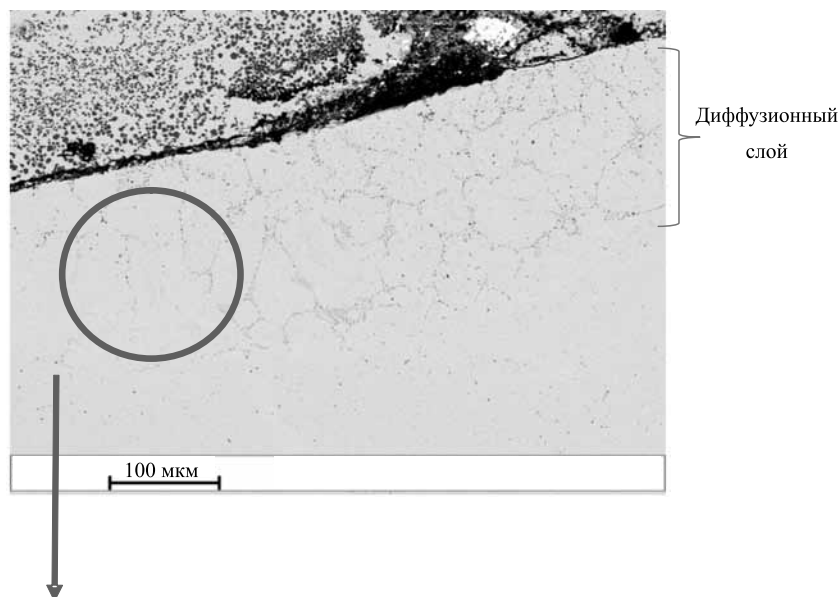
Спектр	C	Al	Ti	Fe
1	6,6	4,9	22,9	65,6
2	4,7	4,8	22,8	67,7
3	22,9	0,3	76,3	0,5
4	23,1	0,4	76,0	0,5
5	22,3	0,3	76,2	1,2

Рис. 6. Микроструктура второго участка покрытия

Наплавленные слои при различных режимных параметрах процесса имеют схожее строение, и можно выделить три характерных участка в поперечном сечении. Первый участок — поверхность покрытия (толщиной от 150...200 мкм при $I = 40$ А и до 350...400 мкм при $I = 80$ А). На поверхности микроструктура наплавленного слоя существенно отличается от микроструктуры исходного электрода (рис. 2, см. с. 2 обложки). Карбидные зерна при кристаллизации становятся вытянутыми, преимущественно по направлению отвода теплоты, столбчатыми дендритными зернами (спектры 5, 6) с максимальными размерами до 100 мкм (рис. 3). В этом случае появляется возможность, варьируя условиями теплоотвода, получить ориентированные структуры, обладающие, как правило, анизотропией свойств.

Карбидные зерна расположены в матрице сложного состава, состоящей из материала подложки — железа и титана, которые по данным РФА образовали между собой твердый раствор $Fe_{0,64}Ti_{0,36}$, а также Fe_3Al (рис. 4, см. с. 2 обложки). Алуминид железа наблюдается преимущественно в верхней части покрытия и представляет собой пластинчатую структуру, которую хорошо видно при большем увеличении (рис. 5). Это соединение хорошо идентифицируется с учетом элементного анализа в спектрах 1, 2 и наложения характеристических изображений элементов Al и Fe. При этом содержание Ti в этих областях не наблюдается, что также говорит об распаде исходной МАХ-фазы. Спектры 5, 6 показывают карбидные зерна (на рис. 5 более темные области). Это также подтверждает и вид в характеристическом изображении элементов титана и углерода (наложение белых областей). Спектры 3, 4 указывают на твердый раствор $Fe_{0,64}Ti_{0,36}$ (более светлые области).

Второй участок состоит из округлых карбидных зерен (спектры 3...5 на рис. 6) размерами менее 20 мкм, расположенных в матрице железа—титана (спектры 1, 2). Особенностью этого участка является малое присутствие фазы алуминида железа. Предположительно, обладая меньшей плотностью ($4,05$ г/см³) по сравнению с карбидными зернами ($4,93$ г/см³) и твердым раствором



Спектр	C	Al	Ti	Fe
1	5,8	0,9	0,6	92,7
2	5,6	1,0	0,6	92,8
3	5,7	1,1	0,4	92,8
4	18,6	0,4	59,2	21,8

Рис. 7. Микроструктура диффузионного слоя

титана в железе ($5,3...5,5$ г/см³), в наплавочной ванне при кристаллизации алуминид титана всплывает на поверхность покрытия.

Третий участок — диффузионная зона покрытия и подложки, представляющая собой

эвтектику карбида титана в матрице железа (рис. 7). В прилегающем к подложке слое карбидные зерна имеют округлую форму величиной менее 10 мкм. Карбидные зерна (спектр 4) проникают в покрытие на глубину до 150...200 мкм, что повышает адгезионную прочность защитного покрытия при его работе.

Выводы

Установлено, что при токах наплавки 40...80 А происходит распад МАХ-фазы Ti_2AlC_3 и при кристаллизации в сварной зоне образуются карбид титана, твердый расплав титана в железе ($Fe_{0,64}Ti_{0,36}$) и алюминид титана. С увеличением силы тока высота наплавленного слоя возрастает с 2,8 до 4 мм, ширина — с 7 до 8,5 мм соответственно.

Установлено, что наплавленный слой состоит из трех характерных участков. В верхней части покрытия карбидные зерна при кристаллизации становятся столбчатыми дендритными, ориентированными по направлению отвода теплоты, с максимальными размерами до 100 мкм. Центральная часть состоит из округлых карбидных зерен размерами менее 20 мкм, расположенных в матрице железа—титана. Размеры и морфология карбидных зерен в этой части наплавки и в исходном электроде подобны. В процессе нанесения покрытия происходят оплавление материала подложки и перемешивание его с электродным материалом, размер диффузионной зоны составляет 150...200 мкм.

Характерной особенностью использования электродов из МАХ-фазы на основе $Ti-Al-C$ является образование при наплавке в верхней части покрытия матрицы из твердого раствора алюминида

железа, которая представляет собой пластинчатую структуру.

На основе проведенных исследований наплавленного слоя можно сделать вывод о перспективности использования электродов на основе МАХ-фазы системы $Ti-Al-C$, полученных методом СВС-экструзии, для нанесения защитных покрытий электродуговой наплавкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лужанский И.Б., Яровинский Х.Л. Совершенствование электродов ОЗШ-6 для наплавки тяжело нагруженной оснастки горячего деформирования // Сварочное производство. 1988. № 6. С. 19—20.
2. Новосадов В.С. Оценка работоспособности высокотемпературных стальных теплообменников, паянных многослойным композиционным припоем системы $Cr-Ni-Mn$ // Сварочное производство. 2014. № 10. С. 36—42.
3. Новиков А.С., Пайкин А.Г., Шулов В.А. Получение, свойства и перспективы применения МАХ-материалов на основе титана // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 11. С. 24—34.
4. Бажин П.М., Столин А.М. СВС-экструзия материалов на основе МАХ-фазы $Ti-Al-C$ // ДАН. 2011. Т. 439. № 5. С. 630—632.
5. Столин А.М., Бажин П.М. Получение изделий многофункционального назначения из композитных и керамических материалов в режиме горения и высокотемпературного деформирования (СВС-экструзия) // Теоретические основы химической технологии. 2014. Т. 48. № 6. С. 1—13. [Stolin A.M. and Bazhin P.M. Manufacture of Multipurpose Composite and Ceramic Materials in the Combustion Regime and High-temperature Deformation (SHS Extrusion) // Theoretical Foundations of Chemical Engineering. 2014. Vol. 48. № 6. P. 751—763].

Читайте в следующем номере журнала:

Балановский А.Е.

Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов
(Обзор. Часть 3)

Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 2)

Рассмотрены теоретические и прикладные вопросы нагрева стали и чугуна плазменной дугой в целях термической и химико-термической обработки. Приведены концептуальные положения процесса нагрева металлов источниками концентрированных потоков энергии. Представлены результаты исследований стадий нагрева и охлаждения структур поверхностного слоя металлов, эксплуатационные свойства после закалки с нагревом плазменной дугой во взаимосвязи с физическими процессами, протекающими при нагреве.

Ключевые слова: плазменное поверхностное упрочнение сталей и чугунов, образование аустенита, скорости нагрева и охлаждения, анодные пятна, синхротронное излучение, фуллерены, дислокации в металлах.

Theoretical and applied questions of heating of steel and cast iron by a plasma arch for thermal and chemical heat treatment are considered. Conceptual provisions of process of heating of metals by sources of the concentrated streams of energy are provided. Results of researches of stages of heating and cooling of structures of a blanket of metals, operational properties after training with heating by a plasma arch are presented to interrelations with the physical processes proceeding at heating.

Keyword: plasma surface hardening of steel and cast iron, formation of austenite, speeds of heating and cooling, anode spots, synchrotron radiation, fullerenes, dislocations in metals.

В первой части работы* были рассмотрены общие вопросы и положения по формулированию основ теории плазменного упрочнения сталей и сплавов. Выделены основные отличия поверхностного плазменного упрочнения от других способов обработки металлов концентрированными потоками энергии (КПЭ). Представлены дискуссионные вопросы классической теории фазовых превращений, которые необходимо учитывать при проведении исследований применительно к обработке металлов КПЭ. Приведен список важнейших работ в области фазовых и структурных превращений как для классической термообработки металлов и сплавов, так и для способов поверхностного упрочнения.

Новые экспериментальные данные и представления о механизме аустенизации в сталях. При сверхбыстром лазерном нагреве токами высокой частоты (ТВЧ), по мнению авторов работ [1–8], рекристаллизация аусте-

нита может быть подавлена. Экспериментально обнаружено [1, 2], что при лазерном нагреве стали с исходной перлитной структурой образование аустенита может происходить путем бездиффузионного сдвигового мартенситоподобного превращения (рис. 1). В работах [1, 2] установлено, что "при лазерном нагреве $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в сталях с исходной структурой речного мартенсита происходит не на карбидных частицах, а путем зарождения и роста зародышей на границах α -реек, ориентационно связанных с исходной структурой, что приводит к восстановлению первоначального аустенитного зерна. При лазерном нагреве перекристаллизация в сталях с исходной структурой речного мартенсита состоит из двух этапов: упорядоченной перестройки $\alpha \rightarrow \gamma$ и рекристаллизации фазонаклепанного аустенита. Отпуск и деформация закаленной стали не приводят к нарушению упорядоченности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, а влияют на второй этап перекристаллизации — рекристаллизацию аустенита, вызывая понижение температуры ее начала к интервалу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения".

* Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 12.

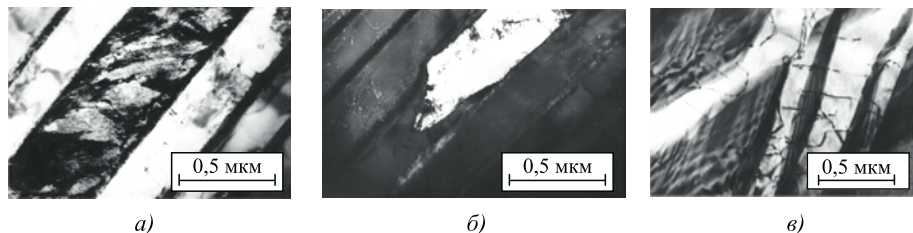


Рис. 1. Образование аустенита внутри перлитной колонии стали У8 при быстром нагреве:

a, c — светлопольные изображения; *b* — темнопольное изображение в рефлексе (110) α -фазы [1]

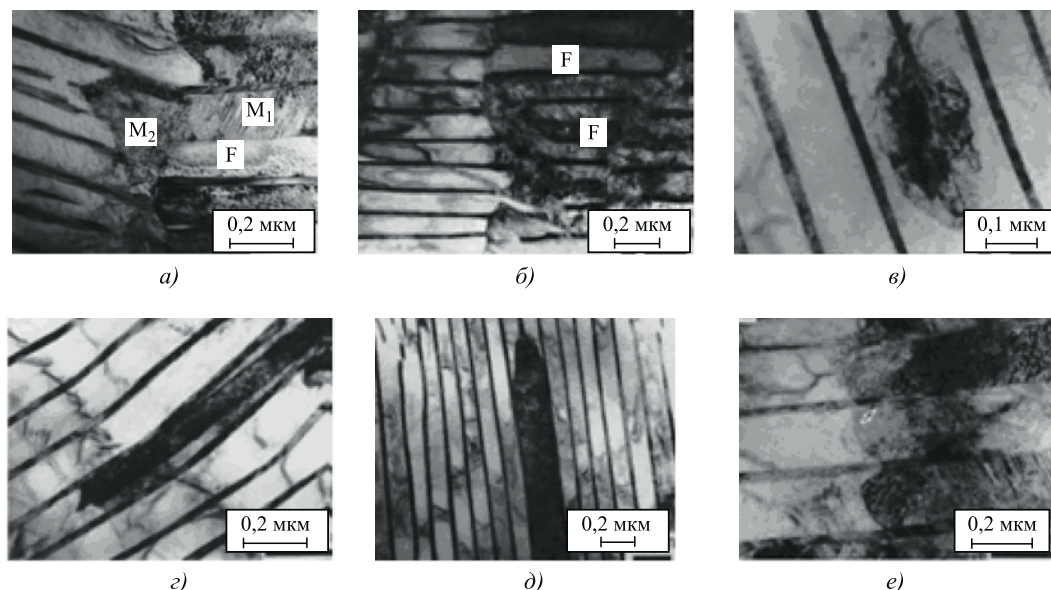


Рис. 2. Особенности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в высокоуглеродистых легированных сталях при скорости нагрева $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, времени выдержки при максимальной температуре нагрева от 3 до 20 с [82]:

a — два мартенситных региона, образовавшиеся на стыке перлитных колоний; *b* — незавершенность процесса аустенизации в ферритных прослойках одной перлитной колонии; *в* — образование аустенита прямо на цементитной пластине; *г* — продвижение фронта $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в ферритной прослойке между цементитными пластинами; *д, e* — продвижение фронта $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения с растворением двух пластин цементита

В работе [1] приведены экспериментальные данные по образованию аустенита в перлитной структуре по бездиффузионному механизму при скорости нагрева $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ (рис. 2, 3). В работе [9] установлено, что при плазменном нагреве механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в среднеуглеродистых сталях с исходной ферритокарбидной структурой зависит от скорости нагрева: при медленных режимах упрочнения со скоростью нагрева $V < 100\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ преобладающим является диффузионный механизм аустенизации, при $V = 100 \dots 1000\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ — смешанные механизмы. При режиме упрочнения со скоростью нагрева $V > 1000\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ процесс аустенизации протекает по сдвиговому (бездиффузионному) механизму.

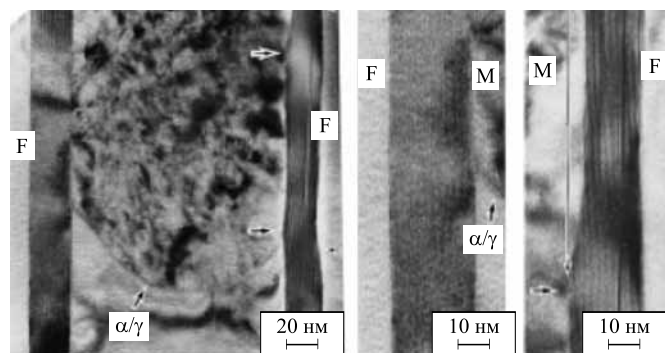


Рис. 3. $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в ферритной прослойке между цементитными пластинами (температура нагрева $800\text{ }^\circ\text{C}$, выдержка 9 с, скорость нагрева $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$) [82]

Эксперименты с использованием 4D-томографии на фемтосекундном лазере (Дж. Уэлби, США) подтвердили механизм сдвигового бездиффузионного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения нанопленки. В течение 200 нс сверхбыстрого нагрева до температуры 1063 К решетка нанопленки перестраивается по механизму сдвига, а затем размеры новой γ -фазы начинают расти за счет диффузионных процессов.

В работах Н.К.Д.Н Bhadeshia [10] есть первые электронные снимки с просвечивающего микроскопа, зафиксировавшие начальные флуктуационные состояния зародыша аустенита, которые вызвали новый интерес к данной теме (S.E. Offerman, N.H. van Dijk, J. Sietsma, E.M. Lauridsen, L. Margulies, S. Grigull, H.F. Poulsen, S. van der Zwaag).

В последние годы сформировалось и продолжает бурно развиваться новое научное направление — фундаментальные исследования структуры и свойств, градиентных структурно-фазовых состояний в твердых телах, где важная роль отводится поверхностным способам обработки металлов с использованием КПЭ [11]. В процессе электронно-лучевой закалки [11] в упрочненном слое зафиксированы новые структуры мартенсита наноразмера.

В работе [12] приведены результаты исследований (рис. 4) при химико-термическом воздействии дуги на поверхность низкоуглеродистой стали Ст3. Показано, что в модифицированном слое происходят структурно-фазовые превращения, приводящие к образованию

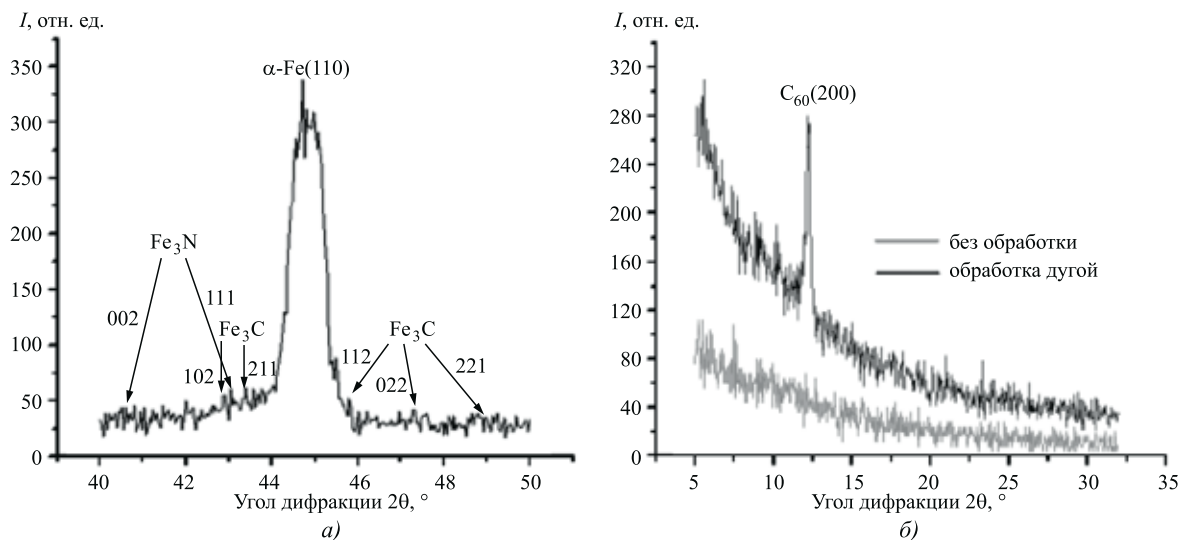


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы приповерхностного слоя стали Ст3 толщиной ~ 500 нм [12]:
a — после обработки дугой, диапазон $2\theta = 40...50^\circ$; *б* — диапазон $2\theta = 5...35^\circ$

в системе Fe—C фуллеритов типа C_{60} (со следами C_{70}), частичной аморфизации поверхностного слоя, обусловленной пересыщением углеродом, и заметному возрастанию доли соединений типа высших карбидов. По мнению М.М. Закирничной [13], которая впервые обнаружила в структуре железоуглеродистых сплавов одну из углеродных форм, фуллерены C_{60} и C_{70} образуются в сталях при кристаллизации и в процессе фазовых переходов. М.М. Закирничная, В.С. Иванова, И.Р. Кузеев и другие авторы [13—18], разрабатывающие фуллереновую модель формирования железоуглеродистых сплавов, считают, что требуются уточнение и пересмотр основ теории фазовых превращений в металлах при сварке, химико-термической обработке, выплавке стали и т. д. Проведенные экспериментальные исследования углеродистых сплавов на основе железа (стали 45, стали У12, серого чугуна СЧ25 и высокопрочного чугуна ВЧ45, а также стали марки 20Х23Н18 с науглероженным поверхностным слоем) методом ИК-спектроскопии и малоуглового рассеяния рентгеновских лучей показали наличие в них фуллереновых комплексов на основе C_{60} и C_{70} [15, 16]. Исследования также показали [13—18], что после отжига количество фуллеренов увеличивается с возрастанием содержания углерода в сплаве. Это объясняется тем [13, 14], что при нагреве выше критических температур (860°C) происходит распад ферритно-цементитной структуры с образованием аустенита. Распад цементита сопровождается выделением свободного углерода, который в неравновесных ус-

ловиях образует кластеры с последующим формированием сферических структур — фуллеренов [13]. При охлаждении стали распад аустенита сопровождается выделением свободного углерода, из которого может образоваться дополнительное количество фуллеренов. Быстрое охлаждение (в воде) с образованием мартенситной структуры препятствует распаду фуллеренов, и, таким образом, их количество в стали будет повышаться. Последние достижения в области углеродных соединений позволяют предположить, что в железоуглеродистых сплавах при плазменном поверхностном упрочнении и модифицировании возможно образование свободного углерода в виде фуллеренов, глобул и бакитьюбов [19].

Пионерами нового интереса к проблеме фазовых превращений в металлах выступили специалисты сварочного производства Т.А. Palmer, J.W. Elmer [20, 21], которые разработали методику изучения фазовых превращений в зоне термического влияния (ЗТВ) при точечной контактной и аргоно-дуговой сварке низкоуглеродистых, среднеуглеродистых и аустенитных сталей с использованием синхротронного излучения (рис. 5)

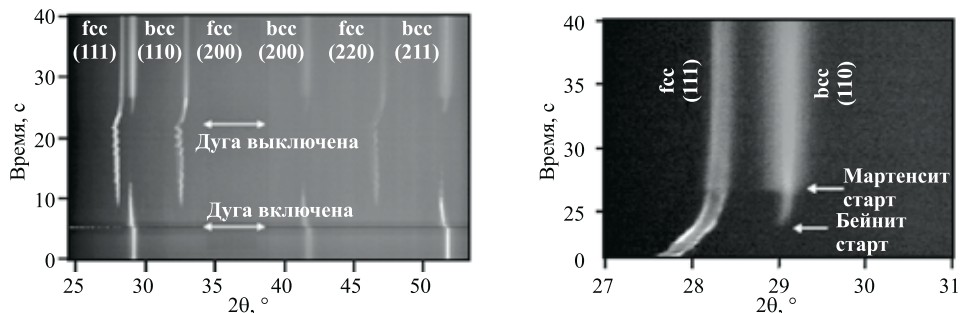


Рис. 5. Прямое наблюдение фазовых превращений в ЗТВ при сварке стали 1045 на стадиях нагрева (а) и охлаждения (б) [20]

в режиме реального времени. Это позволило экспериментально фиксировать момент перестройки кристаллической решетки в зоне термического влияния на стадиях быстрого нагрева и охлаждения в процессе сварки и строить подробную карту фаз и структур в зоне термического влияния.

Результаты экспериментов Т.А. Palmer, J.W. Elmer по изучению фазовых превращений в зоне термического влияния металлов при сварке позволили дополнить и уточнить фундаментальные положения А.Б. Гренигера и А.Р. Трояно [22] о "*феномене незавершенной реакции*". Согласно этому "феномену" аустенит на стадии охлаждения при бейнитном превращении разделяется на высокоуглеродистые и низкоуглеродистые участки. По "релаксационной теории полиморфного превращения" Г.В. Курдюмова и А.Л. Ройтбурда [23] в пределах каждого участка реализуется свой механизм релаксации, вследствие чего превращение аустенита в каждом таком участке определяется своей С-образной диаграммой.

Факт "*предрасслоения аустенита*" на две γ -фазы: обедненную и обогащенную углеродом при бейнитном превращении известен из работ М. Такахаша, Х. Бгадешиа, А.А. Жукова и других авторов. Связано это с тем [24, 25], что на кривых концентрационной зависимости Гиббса появляется участок с отрицательной кривизной, где размещается "спинодальный" интервал Ван-дер-Ваальса. Основной интерес к работам Т.А. Palmer и J.W. Elmer связан с тем, что они показали, что "феномен незавершенной реакции" реализуется и на стадии нагрева (в диапазоне скоростей нагрева при сварке 50...100 °C/c) в момент $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в результате действия одновременно двух исходных (с точки зрения реакции сдвигово-диффузионного образования γ -фаз) механизмов. Именно факт "предрасслоения аустенита" [20, 21] на стадии нагрева и незавершенность процесса гомогенизации в ЗТВ в дальнейшем определяют морфологические особенности структур, образующихся в зоне термического влияния при сварке, и связанное с этим негармоническое поведение функций механических свойств, что обуславливает их специфическое поведение и, как следствие, характер разрушения изделий. Обнаруженное явление "*предраслоения аустенита*" в процессе сварки на стадии нагрева [20, 21] с большой степенью вероятности будет проявляться практически для всех способов поверхностного упрочнения КПЭ.

На основе анализа многочисленных работ [26—31, 32—74, 75—87] можно представить, что $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в металлах при скоростном нагреве КПЭ имеют масштабную иерархию, где на каждом уровне существует свой доминирующий механизм трансформации фазовых и структурных составляющих в поверхностном слое. Бездиффузионные процессы будут преобладать на нано- и микроуровнях $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений, а диффузионные — на мезо- и макроуровнях. Каждый

уровень имеет свои кинетические особенности и закономерности. Еще один важный вывод — о возможном существовании смешанных механизмов $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения даже и при меньших значениях скорости нагрева (10...300 °C/c) можно сделать из анализа работ [1, 2, 19, 60, 80, 81]. В то же время в целях дальнейшего понимания и объяснения эффекта "предраслоения аустенита" на стадии нагрева необходимы новые подходы к изучению фазовых превращений, которые связаны с изучением фундаментальных свойств и микроскопических процессов (на мезо-, микро- и наноуровнях), характерных для кристаллических решеток в специфических условиях, возникающих "вблизи" критических температур полиморфных превращений. В настоящий момент сформировалась концепция о важной роли *предпереходной неустойчивости кристаллической решетки* [24, 25, 88—98]. Согласно этой концепции следует ожидать, что началу процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения должно предшествовать появление *особых структурных состояний* (предпереходных флуктуаций или "гетерофазных флуктуаций", неоднородностей нано- и мезомасштаба, К-состояний), которые играют роль своеобразных докритических зародышей новой фазы [88—94] т. е. существует подготовительный этап, формирующий и запускающий механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в металлах. В связи с этим [92—98] необходимо с макроуровня исследований перейти на атомарный уровень рассмотрения превращений с выяснением взаимосвязи между особенностями атомных колебаний (фононов) и потерей устойчивости кристаллической решетки "*накануне*" [88—91] фазового перехода феррит—аустенит, аустенит—мартенсит, аустенит—перлит и т. д.

Из работ А.П. Гуляева, И.И. Новикова, А.А. Шоршорова, М.Х. Кайбышева и др. известно об аномальном изменении некоторых свойств и структуры — переходе металлов в состояние "*предпревращения*" накануне фазовых превращений. Установлено [99], что в среднем для большинства металлов за 288 К перед критической точкой температуры A_{c1} фазовых превращений плотность начинает отклоняться от линейной зависимости, за 383 К — теплоемкость и за 239 К — электросопротивление при аллотропических превращениях. Среднее значение температурного интервала ΔT изменения физических свойств [99], в котором зависимость свойства отклоняется от линейной, для плотности составляет $\Delta T_d = 0,199T_{фп}$, для теплоемкости — $\Delta T_c = 0,22T_{фп}$, для электросопротивления — $\Delta T_p = 0,17T_{фп}$. В первом приближении можно заключить, что в среднем по всем физическим свойствам $\Delta T = 0,2T_{фп}$ и фазовая система железо—углерод задолго до температуры фазового перехода $T_{фп}$ начинает готовиться к нему. По мнению А.П. Гуляева, Ж.П. Пуарье, А.А. Преснякова, М.Х. Шоршорова, О.А. Кайбышева, О.М. Смирнова, В.К. Портного, аномальные эффекты на стадиях "*предпревращений*" объясняются действием

вакансий. Именно вакансии освобождают часть занятых атомами матричной фазы узлов решетки при фазовом переходе, чтобы перестройка решетки стала возможной. В работе [100] экспериментально показано, что в армко-железе и сталях активность акустической эмиссии (АЭ) возникает за несколько десятков-сотен градусов до начала фазовых превращений. Максимальные значения активности АЭ наблюдаются в критических точках температур A_{c1} и A_{c3} и она прекращается после последних. Важное уточнение делают авторы работы [100]: "в непосредственной близости от температуры фазового перехода наблюдается уменьшение АЭ".

В работе [101] исследовались стали 20, 45, 30ХГСА, Ст3, Ст5, где также зафиксирована акустическая активность "вблизи" температур фазовых переходов. Авторы [101] объясняют этот эффект неравномерностью нагрева и, как следствие, возникновением значительных термомеханических напряжений, что активирует движение дислокаций. Перемещение дислокаций, по мнению авторов [101], сопровождается акустической активностью. В работах по лазерному [83—87] и плазменному [19, 60] нагреву ниже критической точки A_{c1} отмечается, что структурные изменения на мезо- и микроуровне происходят как в феррите, так и в карбидных фазах и связаны с появлением большого количества дислокаций, которые отсутствовали в исходном состоянии (рис. 6).

Применительно к нагреву металлов КПЭ можно отметить концепцию В.Н. Варавки, развивающего теорию вакансионно-дислокационных взаимодействий (ВДВ) при лазерном упрочнении [102].

В поле температурных градиентов и градиентов напряжений поверхностного слоя металла всегда существует неоднородность химического потенциала вакансий, что является причиной возникновения вакансионных потоков. В поверхностном слое металла с помощью лазерного импульса могут создаваться высокие плотности неравновесных коцетраций ($10^{17}...10^{20} \text{ см}^{-3}$), а также колебания физических параметров с частотой $10^2...10^4$ Гц, что приводит к развитию колебательной неустойчивости и автоколебаний температуры поверхности [91].

В работе по плазменному упрочнению [60] рассмотрен вопрос $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений в среднеуглеродистых сталях в

рамках представлений [88—98] о размягчении фононов и возникновении предпереходных состояний. С использованием методов неравновесной термодинамики в работе [60] исследована кинетика зарождения γ -фазы в феррито-перлитной структуре среднеуглеродистых сталей с позиции подвижности границ и особой роли дислокаций. Показано, что высокие градиенты напряжений, возникающие в поверхностном слое металла при скоростном нагреве поверхности ($100...10\,000 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$), способствуют тому, что дислокации ускоряют ОЦК \rightarrow ГЦК-превращение, стимулируя своими полями напряжений развитие длинноволновой решеточной неустойчивости [88—98]. Полученные результаты моделирования [60] совпадают с результатами авторов других работ [88—98], что дает возможность сделать предположение о решающей роли создаваемых дислокацией деформаций в стимулировании решеточной неустойчивости на атомарном и наноуровне $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. По мнению авторов [88—91], важная роль влияния дислокаций на $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение связана, в первую очередь, со стимулированием развития решеточной неустойчивости полями упругих деформаций. В связи с этим имеющиеся в настоящий момент теоретические гипотезы и экспериментальные факты дают возможность пересмотреть концепцию гетерогенного зарождения на границах зерна как результата случайных термических флуктуаций, появление которых облегчено вблизи границы раздела.

Согласно традиционным представлениям [75] границы зерна могут быть предпочтительными местами сегрегации одной из компонент (если параметры сплава лежат в области взаимной растворимости компонент) или стимулировать гетерогенное зарождение новой фазы. Относительно недавно внимание было обращено на другой аспект этой проблемы, а именно на роль внутренних поверхностей раздела в кинетике формирования структур. Было обнаружено [92—95], что в закритической области, когда однородное состояние сплава неустойчиво относительно спинодального распада, границы раздела могут стимулировать появление концентрационных волн, распространяющихся внутрь образца. Это явление интенсивно изучалось в последние годы и получило название "направляемого поверхностью распада" (surface directed

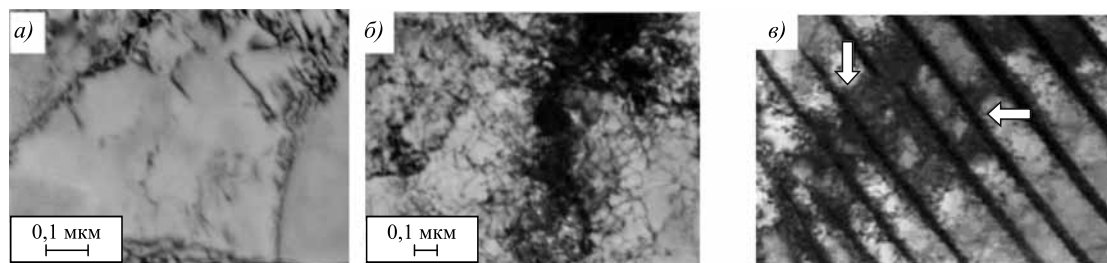


Рис. 6. Увеличение скопления дислокаций в процессе нагрева до температуры A_{c1} в углеродистых сталях при скоростном нагреве [60]: а — исходное распределение дислокаций в зерне феррита; б — увеличение плотности дислокаций в зерне феррита при температуре A_{c1} ; в — увеличение плотности дислокаций в перлите при температуре A_{c1}

spinodal decomposition, SDSD). В условиях SDSD границы зерен определяют морфологию распада; выделения новой фазы образуются в виде чередующихся доменов с геометрией, повторяющей форму зерна [92, 93]. Как показано в [93—95], в некоторых случаях возникающие при SDSD концентрационные неоднородности могут достигать макроскопических масштабов.

Согласно имеющимся в нашем распоряжении экспериментальным фактам и теоретическим представлениям ключевым моментом оказывается перестройка структуры границы зерна, сопровождающаяся коррелированным испусканием дислокаций. В работах [19, 60] на основании развиваемой концепции иерархии структурных уровней показано, что в процессе плазменного упрочнения на атомарном уровне $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения осуществляются бездиффузионным механизмом.

Далее следует отдельно отметить работы, связанные с изучением влияния магнетизма на фазовые превращения. Известно, что явление магнетизма играет решающую роль в фазовом равновесии железа и его сплавов, включая сам факт стабильности ОЦК-фазы при низких температурах [76, 77]. При нагреве феррита и перлита (феррит + цементит) кристаллические решетки по мере приближения к точке Кюри будут искажаться. В работе [102] на основе анализа экспериментальных данных высказано утверждение, что при магнитном фазовом переходе в любом ферромагнетике происходят значительные искажения кристаллической решетки структуры.

Магнитные и решеточные степени свободы особенно сильно взаимосвязаны в γ -Fe, о чем свидетельствуют недавние результаты первопринципных расчетов [88—90]. В результате появления магнитного упорядочения будет сопровождаться спонтанными деформациями кристаллической решетки. Наблюдение антиинварного поведения теплового расширения γ -Fe [97, 98] указывает на то, что ближний магнитный порядок присутствует в широком интервале температур $T > A_3$. При этом магнитные неоднородности неизбежно сопровождаются решеточными деформациями [97, 102]. Поэтому структура аустенита в фиксированный момент времени будет содержать области, в которых ГЦК-решетка γ -Fe существенно искажена и возможно существование ГЦТ γ -Fe с ближним порядком расположения атомов углерода. В рамках такого подхода аустенит представляет собой в определенной области температур особое структурное состояние с пространственным масштабом порядка десятков нанометров. О его существовании в определенной области температур свидетельствуют наблюдаемые особенности поведения физических свойств, таких как магнитная восприимчивость и тепловое расширение [96—98]. Переохлаждение такого состояния аустенита приводит к формированию "новых" дисперсных структур [90, 98], называемых "маринитом", появление которых предшествует $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению [98]. Эти структу-

ры характеризуются наличием в матрице ГЦК-железа областей квазистатических атомных смещений, переводящих решетку ГЦК в ГЦТ- или ОЦТ (ОЦК) с ближним магнитным порядком, а также наличием областей с ГЦТ-решеткой с ближним порядком расположения атомов углерода, характерным для карбидов железа различного состава.

Согласно патенту № 2447163 РФ "Способ термической обработки изделий из сплавов железа (варианты)": "Маринит — структурное состояние сплава на основе железа и углерода, характеризующееся наличием в матрице ГЦК-железа обогащенных углеродом областей квазистатических атомных смещений, переводящих решетку ГЦК в ГЦТ с ближним ферромагнитным порядком, и обедненных углеродом областей... Рутит — структурное состояние сплава на основе железа и углерода, формирующееся при быстром охлаждении (закалке) маринита". В патенте № 2447163 РФ приведены фотографии "новых" структур маринита и рутита, которые внешне похожи на структуру троостита. Однако качество фотографий, представленных в патенте, очень низкое и в рамках данной статьи нет возможности провести дискуссию по этому вопросу. Вместе с тем, приведенные новые концепции, факты и результаты демонстрируют важность новой интерпретации ключевых вопросов теории фазовых превращений применительно к поверхностному упрочнению КПЭ.

Таким образом, имеющиеся в настоящий момент теоретические гипотезы и экспериментальные факты по теме фазовых превращений при скоростном нагреве металлов позволяют выделить несколько важных направлений в исследовании в целях дальнейшего построения теории плазменного упрочнения. *Первое направление* — оценка роли несовершенств кристаллического строения поверхностного слоя металла в образовании аустенита, и как следствие, продуктов распада. *Второе направление* — исследование кинетических параметров образования аустенита в поверхностном слое металла при плазменном нагреве, его морфологии и структуры. *Третье направление* — структурная перекристаллизация в поверхностном слое стали при плазменном нагреве. Исследования в этих направлениях позволят выявить закономерности структурообразования в поверхностном слое, оценить свойства образующихся структур и в дальнейшем разрабатывать эффективные технологии плазменного поверхностного упрочнения деталей машин и инструментов. Параллельно с намеченными направлениями работ необходимо провести на фундаментальном уровне исследования воздействия катодных и анодных пятен на локальную область поверхности стали с одновременным насыщением ее углеродом в процессе плазменного поверхностного нагрева и плавления, и последующего высокоскоростного охлаждения, что должно сопровождаться образованием новых фаз, отличающихся от фаз при равновесном термодинамическом

процессе. Это связано с тем, что углерод в железоуглеродистых сталях может находиться в состояниях, не соответствующих классическому определению фазы [93] (в микронесплошностях — аморфный углерод, в виде атмосфер Коттрелла, сегрегаций на дислокационных скоплениях, квазиаморфных состояний C_{60} и C_{70} [12—18]).

В заключение необходимо отметить, что поставленные вопросы имеют важное значение не только для поверхностной обработки металлов, но и для сварочных процессов. Необходимо уточнить и пересмотреть условия формирования сварного соединения и, в частности, процессы, протекающие в ЗТВ. Используемые в настоящее время технологические мероприятия, регулирующие погонную энергию, подогрев, не позволяют влиять на процесс аустенизации непосредственно в процессе нагрева сварочной дугой, так как не учитываются микро- и мезоструктурные факторы, влияющие на место зарождения и механизм образования аустенита. Мы добились удовлетворительного качества (по механическим свойствам) металла шва благодаря контролю скорости охлаждения. Вместе с тем есть возможность повышения качества сварного соединения путем регулирования скорости нагрева и механизма зарождения аустенита на стадии нагрева.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Яковлева И.Л., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И. Экспериментальное наблюдение бездиффузионного образования аустенита в стали с перлитной структурой при лазерном нагреве // ФММ. 1993. Т. 76. № 2. С. 86—98.
2. Табатчикова Т.И. Перекристаллизация и возможность реализации бездиффузионного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при сверхбыстром лазерном нагреве сталей // ФММ. 2008. Т. 105. № 3. С. 294—318.
3. Кокора А.Н., Соболев Э.Н. Физические особенности лазерного упрочнения сплавов // Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии: Сб. ст. М.: Наука. 1983. С. 54—66.
4. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
5. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
6. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1969. 376 с.
7. Кидин И.Н. Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали. М.: Металлургиздат, 1957. 94 с.
8. Физические основы электротермического упрочнения сталей / В.Н. Гриднев, Ю.М. Мешков, С.П. Ошкадеров и др. Киев: Наук. думка, 1973. 336 с.
9. Балановский А.Е. Особенности структурообразования в сталях при плазменном упрочнении. Иркутск, ИрГТУ, 2014. 450 с.
10. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd Edition. The University Press. Cambridge, 2001. 454 p.
11. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах / В.В. Коваленко, Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: ООО "Полиграфист", 2009. 557 с.
12. Демиденко В.В., Найден Е.П., Потемкин Г.В. Синтез фуллеритов в стали под действием дугового разряда низкого давления с графитовым анодом // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. № 17. С. 30—34.
13. Закиричная М.М. Образование фуллеренов в углеродистых сталях и чугунах при кристаллизации и термических воздействиях. Уфа: Гилем, 2002. 179 с.
14. Иванова В.С. Введение в междисциплинарное наноматериаловедение. М.: Сайнс-Пресс, 2005. 208 с.
15. О самоподобии фуллеренов, образующегося в структурах продуктов термического испарения графита, шунгита и высокоуглеродистой стали / В.С. Иванова и др. // Перспективные материалы. 1998. № 1. С. 5—15.
16. Условия образования фуллеренов в углеродистых сплавах на основе железа / И.Р. Кузеев и др. // Башкирский химический журнал. 2000. Т. 7. № 5. С. 94—96.
17. Фуллеренная модель высокоуглеродистых сплавов на основе железа / И.Р. Кузеев и др. // Изв. РАН. Сер. Металлы. 1999. № 1. С. 74—79.
18. Фуллерены в чугуне / В.С. Иванова и др. // Материаловедение. 1998. № 2. С. 5—14.
19. Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск, ИрГТУ, 2006. 180 с.
20. Direct observations of austenite, bainite, and martensite formation during Arc Welding of 1045 steel using timeresolved X-ray diffraction / J.W. Elmer, T.A. Palmer, S.S. Babu et al. // Welding J. 2004. No. 9. P. 244—253.
21. Time-resolved X-ray diffraction investigation of primary weld solidification in Fe—C—Al—Mn steel welds / S.S. Babu, J.W. Elmer, J.M. Vitek et al. // Acta Mater. 2002. No 50. P. 4763—4781.
22. Greniger A.B., Troiano A.R. The Mechanism of Martensite Formation // Trans. AIME. 1949. Vol. 185. P. 590—599.
23. Roitburd A.L., Kurdjumov G.V. The Nature of Martensitic Transformation // Mat. Sci. Eng. 1979. Vol. 39. P. 141—167.
24. Жуков А.А. К истории выявления спинодального предрасслоения аустенита в бейнитных железоуглеродистых сплавах // Металловедение и термическая обработка металлов. 2001. № 2. С. 12—14.
25. Krumhansl J.A., Gooding R.J. Structural phase transitions with little phonon softening and 1st_order character // Phys. Rev. B. 1989. Vol. 39. P. 3047—3053.
26. Анисимов С.И., Имас Я.А., Романов Р.С. Действие излучения большой мощности на металлы. М.: Наука, 1970. 272 с.
27. Миркин Л.И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: Изд-во МГУ, 1975. 304 с.
28. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. М.: Машиностроение, 1975. 239 с.
29. Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. М.: Машиностроение, 1978. 239 с.

30. **Коваленко В.С., Головкин Л.Ф., Черненко В.С.** Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. Киев: Техника, 1990. 192 с.
31. **Андрияхин В.М.** Процессы лазерной сварки и термообработки. М.: Наука, 1988. 176 с.
32. **Актуальные** вопросы лазерной обработки сталей и сплавов / Б.К. Соколов, Н.Г. Терегулов, В.М. Счастливец и др. Уфа: Изд-во научно-производственной фирмы "Технология", 1994. 137 с.
33. **Бровер Г.И., Бровер А.В., Дьяченко Л.Д.** Особенности массопереноса в сталях при лазерном воздействии // Материаловедение. 2006. № 3. С. 7—11.
34. **Бровер А.В., Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д.** Особенности проявления структурной наследственности в процессе скоростной лазерной обработки сталей // Вопросы материаловедения. 2006. № 3 (47). С. 31—40.
35. **Бровер А.В., Дьяченко Л.Д.** Самоорганизация поверхностных слоев металлических материалов при обработке концентрированными потоками энергии // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 3. С. 8—14.
36. **Варавка В.Н., Домбровский Ю.М., Шабаринов А.В.** О структурных эффектах в зоне обработки материалов концентрированными потоками энергии // Вестник ДГТУ. 2003. Т. 3. № 4 (18). С. 445—451.
37. **Крипгалл М.А., Захаров Н.Н., Кокора А.Н.** О вкладе диффузионных процессов в перераспределение вещества в твердом теле под воздействием лазерного излучения // Физика и химия обработки материалов. 1976. № 4. С. 25—28.
38. **Захаров С.М., Ларикив Л.Н., Межевинский Р.Л.** Влияние движущей силы, созданной внешним воздействием, на массоперенос в твердом теле // Металлофизика и новейшие технологии. 1995. Т. 171. № 1. С. 30—35.
39. **Бровер А.В.** Структурные особенности процесса поверхностного упрочнения стали концентрированными потоками энергии // Материаловедение. 2005. № 9. С. 18—23.
40. **Семенцев А.М.** Особенности структурообразования в низколегированных сталях при лазерной обработке // Автоматизация и современные технологии. 2006. № 7. С. 16—18.
41. **Гуреев Д.М.** Влияние лазерного воздействия на перераспределение углерода в поверхностных слоях инструментальных сталей // ФиХОМ. 1994. № 1. С. 27—39.
42. **Большаков Е.П., Комаров О.Л., Лазаренко А.В.** Микросекундный ускоритель для исследования взаимодействия электронного пучка с материалами / Препринт П-СИУ-0748. М., ЦНИИАТОМИНФОРМ. 1987. С. 20.
43. **Поверхностное** упрочнение сплавов на основе железа при воздействии интенсивного импульсного электронного пучка / В.И. Итин, Б.А. Коваль, Н.И. Коваль и др. // Изв. вузов. Сер. Физика. 1985. Т. 28. № 6. С. 38—43.
44. **Астапчик С.А., Бабушкин В.Б., Ивашко В.С.** Структурные и фазовые превращения в сталях и сплавах при лазерной термической обработке // МиТОМ. 1991. № 2. С. 2—5.
45. **Гриднев В.Н., Ошкадеров С.П., Телевич Р.В.** Образование аустенита в перегретых закаленных конструкционных сталях // Металлофизика: Сб. науч. трудов. Киев: Наук. думка, 1979. Т. 1. № 1. С. 92—100.
46. **Губенко С.И.** О динамическом характере рекристаллизации стали при лазерном воздействии // МиТОМ. 1989. № 10. С. 2—4.
47. **Ершова Л.С.** О механизме перекристаллизации при лазерной обработке // МиТОМ. 1979. № 3. С. 17—19.
48. **Лясоцкий И.В., Штанский Д.В.** Изменение структуры в нелегированных сталях со структурой пластинчатого перлита при лазерном нагреве // ФММ. 1991. Вып. 5. С. 122—129.
49. **Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М., МИСИС, 2005. 432 с.
50. **Lischewski and G. Gottstein.** Orientation relationship during partial α - γ -phase transformation in microalloyed steels // Materials Science Forum. Sept., 2005. Vol. 495—497. P. 1, 2005. P. 447—452.
51. **Gaude-Fugarolas D., and Bhadeshia H.K.D.H.** A Model for Austenitisation of Hypoeutectoid Steels // J. Mater. Sci. 2003. No 38. P. 1195—1201.
52. **Microstructure** features of austenite formation in C35 and C45 alloys / V.I. Savran, Y. van Leeuwen, D.N. Hanlon et al. // Metall. Mater. Trans. A. 2007. Vol. 38A. May. P. 946—995.
53. **Jacot A., and Rappaz M.** A Combined Model for the Description of Austenitization, Homogenization and Grain Growth in Hypoeutectoid Fe-C Steels During Heating // Acta Mater. 1998. No 47. P. 1645—1651.
54. **Na S.J., and Yang Y.S.** Influence of Heating Rate on the Laser Surface Hardening of a Medium Carbon Steel // Surf. Coat. Technol. 1988. No 34. P. 319—330.
55. **Балановский А.Е.** Плазменное термоциклическое упрочнение металлов. Иркутск, Плазмопротек, 2001. 110 с.
56. **Petrov S.V., Saakov A.G.** Combustion products plasma in surface engineering, TOPAS: Kiev, 2000. 265 p.
57. **Плазменное** поверхностное упрочнение / Л.К. Лещинский, С.С. Самотугин, И.И. Пирч, В.И. Комар. Киев: Техника, 1990. 109 с.
58. **Самотугин С.С., Лещинский Л.К.** Плазменное упрочнение инструментальных материалов. Донецк: Новый мир. 2003. 338 с.
59. **Домбровский Ю.М.** Физические и технологические основы метода поверхностного плазменного упрочнения: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.01. Ростов-н/Д, 1999. 327 с.
60. **Балановский А.Е.** Особенности структурообразования в среднеуглеродистых сталях при плазменном поверхностном упрочнении и их влияние на сопротивляемость контактно-усталостным нагрузкам: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.09. М., 2012. 495 с.
61. **Кобяков О.С., Гинзбург Е.Г.** Использование микроплазменного нагрева в процессе упрочняющей технологии // Автоматическая сварка. 1975. № 5. С. 66—67.
62. **Roggen R.** Durcissement Superficial par Plasma des aciers au carbone des fontes // Rev. Metallurgie. Vol. 16. No 7. 1979. P. 532—537.
63. **Токмаков В.П., Гречнева М.В., Нестеренко Н.А.** Энергетические характеристики процессов поверхностно-

го упрочнения концентрированным источником энергии. Киев. 1988. 10 с. Деп. в ВИНТИ, 26.04.88, № 3207-B88.

64. **Гречнева М.В., Токмаков В.П.** Плазменное упрочнение металлов в жидких средах // Сварочное производство. 1992. № 7. С. 8—10.

65. **Токмаков В.П., Николаев А.В.** Применение плазменного нагрева для упрочнения инструмента // Физика и химия обработки материалов. 1989. № 2. С. 138—140.

66. **Коротков В.А., Трошин О.В., Бердников А.А.** Плазменная закалка сканируемой дугой без оплавления поверхности // Физика и химия обработки материалов. 1995. № 2. С. 101—106.

67. **Коротков В.А., Бердников А.А., Толстов И.А.** Восстановление и упрочнение деталей и инструмента плазменными технологиями. Челябинск: Металл, 1993. 143 с.

68. **Поверхностное** упрочнение сталей методом плазменной закалки / В.А. Линник, А.К. Онегина, А.И. Андреев и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1983. № 4. С. 2—5.

69. **Сипер А.С., Токарева Т.С., Толстов И.А.** О влиянии плазменного нагрева на структуру и твердость стали 9Х2МФ // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. № 4. С. 95—97.

70. **Получение** теплостойких слоев на стали 20 с использованием плазменного нагрева / А.А. Скрипкин, В.А. Нецветаев, В.Е. Щербаков и др. // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 15—17.

71. **Балановский А.Е., Нестеренко Н.А.** Плазменное циклическое упрочнение сталей // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 13—15.

72. **Петухов А.В., Донцова С.Г., Николаева Е.П.** Исследование процесса плазменного поверхностного упрочнения сплава АТЗ // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 17—18.

73. **Балановский А.Е., Нестеренко Н.А.** Роль водорода при плазменном поверхностном упрочнении // Сварочное производство. 1992. № 11. С. 19—20.

74. **Акулов А.И., Боженко Б.Л., Шепелев А.Ф.** Поверхностное упрочнение при плазменной обработке в CO_2 // Новые процессы сварки, наплавки и газотермических покрытий в машиностроении. Таганрог, 1986. С. 42—46.

75. **Любов Б.Я.** Кинетическая теория фазовых превращений. М.: Металлургия, 1969. 264 с.

76. **Дьяченко С.С.** Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Металлургия, 1982. 128 с.

77. **Бокштейн С.Э.** Диффузия и структура металлов. М.: Металлургия, 1973. 208 с.

78. **Кристал М.А.** Механизм диффузии в железных сплавах. М.: Металлургия, 1972. 399 с.

79. **Хачатурян А.Г.** Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М.: Наука, 1974. 384 с.

80. **Лясоцкий И.В., Штанский Д.В.** Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве углеродистых и легированных сталей со структурой пластинчатого перлита // Структурно-морфологические основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий. Обнинск, 23—25 апреля 1991 г. С. 47—137.

81. **Лясоцкий И.В., Штанский Д.В.** Экспериментальное исследование кинетики аустенизации перлита при лазерном нагреве легированных сталей типа ШХ15 // ФММ. 1991. № 12. С. 111—118.

82. **Shtansky D.V., Naka K., Onomori Y.** Perlit to austenite transformation in an Fe—2,6Cr—1C alloy // Acta mater. 1999. Vol. 47. No. 9. P. 2619—2632.

83. **Фазовые** и структурные превращения при лазерном нагреве стали. I. Влияние исходной структуры / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Умова, А.Л. Осинцева // ФММ. 1982. Т. 53. № 1. С. 88—94.

84. **Фазовые** и структурные превращения при лазерном нагреве стали. II. Влияние отпуска закаленной стали на процесс перекристаллизации при лазерном нагреве / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Умова, А.Л. Осинцева // ФММ. 1984. Т. 58. № 4. С. 812—817.

85. **Образование** аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве сталей со структурой пакетного мартенсита / В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева // ФММ. 1987. Т. 63. № 3. С. 555—562.

86. **Фазовые** и структурные превращения при лазерном нагреве стали. III. Влияние пластической деформации закаленной стали на перекристаллизацию при лазерном нагреве / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Счастливцев, И.Л. Яковлева // ФММ. 1987. Т. 63. № 6. С. 1165—1173.

87. **Особенности** упрочнения мартенситно-старееющих сталей после лазерной обработки / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, А.Л. Осинцева // ФММ. 1993. Т. 75. № 3. С. 138—146.

88. **Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н.** Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 1998. 390 с.

89. **Квантовое** материаловедение стали / В.Ф. Рашников, А.А. Морозов, А.Н. Урцев, Ю.Н. Горностырев // Сталь. 2007. № 2. С. 104—106.

90. **Горностырев Ю.Н.** От фундаментальных характеристик электронной структуры к свойствам дефектов и механическому поведению металлов и сплавов / Фазовые и структурные превращения в стали. Вып. 2. Магнитогорск: Магнитогорский Дом печати, 2002. С. 20—52.

91. **Мирзоев Ф.Х., Панченко В.Я., Шелепин Л.А.** Лазерное управление процессами в твердом теле // УФН. 1996. Т. 166. № 1. С. 1—32.

92. **Binder K., Cahn R.W., Haasen P. and Kramer E.J.** Phase Transformations of Materials // Materials Science and Technology. Weinheim: VCH. (1991). No 5. P. 405.

93. **Puri S., Frisch H.L.** Surface directed spinodal decomposition: modelling and numerical simulations // J. Phys.: Condens. Matter. 1997. Vol. 9. P. 2109—2133.

94. **Ramanarayan H., Abinandanan T.** Grain boundary effects on spinodal decomposition. II Discontinuous microstructures. Acta Mat. 2003. Vol. 51. P. 4761—4771.

95. **Surface-Directed** Spinodal Decomposition on a Macroscopic Scale in a Nitrogen and Carbon Alloyed Steel /

V. Aichmayer, P. Fratzl, S. Puri, G. Saller // Phys. Rev. Lett. 2003. Vol. 91. P. 625–701.

96. **Явление** деформационно-стимулированной фазовой неустойчивости нанокристаллических сплавов / А.Е. Ермаков, В.Л. Гапонцев, В.В. Кондратьев, Ю.Н. Горностырев // ФММ. 1999. Т. 88. № 3. С. 211–217.

97. **Фазовые** и структурные превращения в сталях: Сб. науч. тр. Вып. 6 / под ред. В.Н. Урцева. Магнитогорск. 2010. 423 с.

98. **Взаимосвязь** магнитных и решеточных степеней в системе железо углерод / В.Н. Урцев, Ю.Н. Горностырев, М.И. Кацнельсон и др. // Сталь. 2010. № 7. С. 101–106.

99. **Тихонова И.В., Кузовлева О.В., Гвоздев А.Е.** О состоянии предпревращения металлов и сплавов: методика и результаты экспериментальных исследований и практических разработок // Электронное изд. № 17583 от 27.10.2009. гос.

рег. № 0320902220 (ФГУП НТЦ ИНФОРМРЕГИСТР). www.inforeg.ru

100. **Исследование** акустическими методами динамики рекристаллизации и фазовых переходов в армо-железе и конструкционной стали / В.В. Рошупкин, М.М. Ляховицкий, Н.А. Минина и др. // ТВТ. 2004. Т. 42. № 6. С. 873.

101. **Особенности** акустической эмиссии во время фазовых превращений в сталях / А.В. Кириков, В.И. Муравьев, А.В. Фролови др. // Вопросы материаловедения. 2000. № 1. С. 5–15.

102. **Варавка В.Н.** Динамика неравновесных субструктурных процессов в металлах. Ростов-н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2007. 143 с.

103. **Yang S., Ren X.** Quantum phases of disordered flat band lattice fractional quantum Hall systems // PhysRev. B. Vol. 77. 2008. P. 1430–1447.

УДК 621.891

Р.И. Романов, Д.В. Фоминский (Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", г. Москва),
Н.П. Мацнев, С.П. Посеренин (Технологический университет, г. Королев)
E-mail: VYFominskij@mephi.ru

Получение и исследование трибологических свойств твердосмазочных покрытий, содержащих шарообразные наночастицы металла*

Показана возможность применения импульсного лазерного осаждения для получения нанокompозитных покрытий, состоящих из твердосмазочной матрицы ($MoSe_2$) и наночастиц металла (Mo). Частицы имели сферическую форму, а их размеры составляли $\sim 5...50$ нм. Концентрация наночастиц в покрытиях варьировалась путем изменения условий разлета лазерного факела из $MoSe_2$ -мишени. Установлено, что трибологические свойства нанокompозитных покрытий $MoSe_2/Mo$ зависят как от концентрации наночастиц, так и от структурного состояния матрицы. Получены покрытия на стальной основе, понижающие коэффициент трения до $\sim 0,02...0,04$ при скольжении стального контртела на воздухе лабораторной влажности.

Ключевые слова: антифрикционные покрытия, наноструктура, наночастицы, коэффициент трения.

The possibility of using pulsed laser deposition for preparation of nanocomposite coatings, which consisted of a solid lubricant matrix ($MoSe_2$) and metal nanoparticles (Mo), is demonstrated. The particles had a spherical shape and their sizes were about $5...50$ nm. The concentration of the nanoparticles in the coatings were varied by changing the conditions of expansion of the laser plume from the $MoSe_2$ target. It was established that the tribological properties of the nanocomposite coatings $MoSe_2/Mo$ depended on the concentration of the nanoparticles as well as the structural state of the matrix. A coating, which reduced the friction coefficient to about $0.02...0.04$ during steel counterbody sliding in air of laboratory humidity, was obtained on a steel substrate.

Keywords: low friction coatings, nanostructure, nanoparticles, the coefficient of friction.

Введение

Кристаллическая структура дихалькогенидов переходных металлов (ДПМ), таких как дисульфиды и диселениды молибдена и вольфрама ($Mo/W/S_2/Se_2$),

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ. Авторы благодарят В.Ю. Фоминского за полезное обсуждение результатов работы.

обладает экстремально высокой степенью анизотропии, что определило их потенциальную возможность применения в качестве антифрикционных (твердосмазочных) покрытий. Однако исследования, активно проводимые мировым научным сообществом в 80–90-х гг. прошлого века, показали, что чистые ДПМ-покрытия обладают рядом недостатков, которые существенно ограничили область их практического применения. Низкая плотность, малая твердость, сла-

бое сцепление со стальными подложками, активное взаимодействие с влажным воздухом не позволяли применять эти покрытия в узлах с высокими контактными нагрузками в обычных по влажности воздуха условиях.

В последнее время для получения более качественных покрытий, позволяющих снизить коэффициент трения в осложненных условиях, сформировалась тенденция по применению твердосмазочных материалов в композитных покрытиях, содержащих и твердый компонент, в частности аморфный углерод, карбиды и нитриды титана, а также более сложные керамики. Достигнутые результаты и характеристики полученных композитных покрытий содержатся в ряде обзоров и оригинальных статьях (например, [1–4]). Основной метод получения таких композитных покрытий заключается в одновременном осаждении (соосаждении) атомарных потоков, образующихся при ионно-плазменном или лазерно-инициированном распылении сложных по составу или нескольких мишеней, содержащих требуемые элементы. Очевидно, что в этом случае структурно-фазовое состояние покрытий во многом определяется термохимическими свойствами элементов, используемых для формирования композитного покрытия, и кинетическими условиями на поверхности подложки, зависящими от температуры осаждения. Возможности регулирования фазового состава и структурного состояния (архитектуры) покрытия оказываются сильно ограниченными.

Представляет научный и практический интерес развитие новых методов получения композитных, в особенности нанокompозитных, покрытий, позволяющих обойти ограничения, характерные для методов атомного соосаждения. В представленной работе нановключения твердой фазы (наночастицы молибдена) создавались естественным образом при облучении поверхности MoSe_2 -мишени лазерными импульсами наносекундной длительности. Наночастицы Mo отрывались от поверхности мишени эрозийным паровым потоком и внедрялись в формируемое покрытие MoSe_2/Mo . Для изменения концентрации наночастиц в покрытиях использовался инертный буферный газ, который рассеивал осаждаемый атомарный поток, но не оказывал заметного влияния на осаждение наночастиц.

Цель работы — исследование возможности получения твердых наночастиц при лазерном воздействии на мишень, изготовленную из диселенида молибдена (MoSe_2), и изучение их влияния на структуру и трибологические свойства нанокompозитных покрытий MoSe_2/Mo , образующихся при осаждении эрозийно-го лазерного факела из MoSe_2 -мишени.

Методики формирования покрытий и их исследование

При проведении импульсного лазерного осаждения покрытий MoSe_2/Mo использовалась мишень, изготовленная из прессованного порошка MoSe_2 . Порошок получали методом высокотемпературного синтеза из порошков Mo и Se чистотой 99,9 %. Размер частиц порошка составлял 1...5 мкм. Лазерное облучение мишени проводилось импульсами длительностью ~ 20 нс, плотность энергии облучения мишени составляла примерно 7 Дж/см², частота следования лазерных импульсов — 25 Гц. Лазерный факел, образующийся при облучении мишени, направлялся по нормали к поверхности на подложку. Перед получением покрытий мишень подвергалась многократному импульсному лазерному облучению, что обеспечивало формирование наночастиц на ее поверхности. Поверхность MoSe_2 -мишени до и после многократного импульсного лазерного облучения исследовалась методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) в сочетании с энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией (ЭРС). Эти исследования позволили определить структурно-фазовые изменения поверхностного слоя мишени под лазерным облучением.

Подложка устанавливалась на расстоянии 5 см от мишени. Камера для осаждения откачивалась турбомолекулярным насосом до давления ~ 10⁻⁴ Па. В ряде экспериментов после откачки в камеру вводили аргон до давления 2...10 Па. Покрытия MoSe_2/Mo осаждались на подложки, изготовленные из полированных пластин кремния и полированных пластин коррозионно-стойкой стали марки 95X18. Толщина покрытий составляла примерно 0,5 мкм. Более тонкие пленки MoSe_2/Mo осаждались на кристаллы NaCl. Температура подложек при осаждении составляла 250 °С.

Структура покрытий, осажденных на подложки Si, исследовалась методом рентгеновской дифракции (РД) с использованием пучка монохроматического $\text{Cu K}\alpha$ -излучения, скользящего под углом 5° к поверхности. Их топография анализировалась методом атомно-силовой микроскопии (АСМ). Пленки, полученные на кристаллах NaCl, предварительно высаживались в воде на металлические сетки и переносились в микроскоп для исследования методом просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции (ПЭМ и МД).

Трибоиспытания покрытий MoSe_2/Mo , нанесенных на стальные пластины, проводились без смазки на воздухе с относительной влажностью ~ 50 %. В качестве контртела использовался шарик диаметром 3 мм, изготовленный из стали 100Cr6 (аналог ШХ15). Нагрузка на шарик составляла 1 Н. Скорость скольжения шарика по диску равнялась 10 см/с. Время испытаний

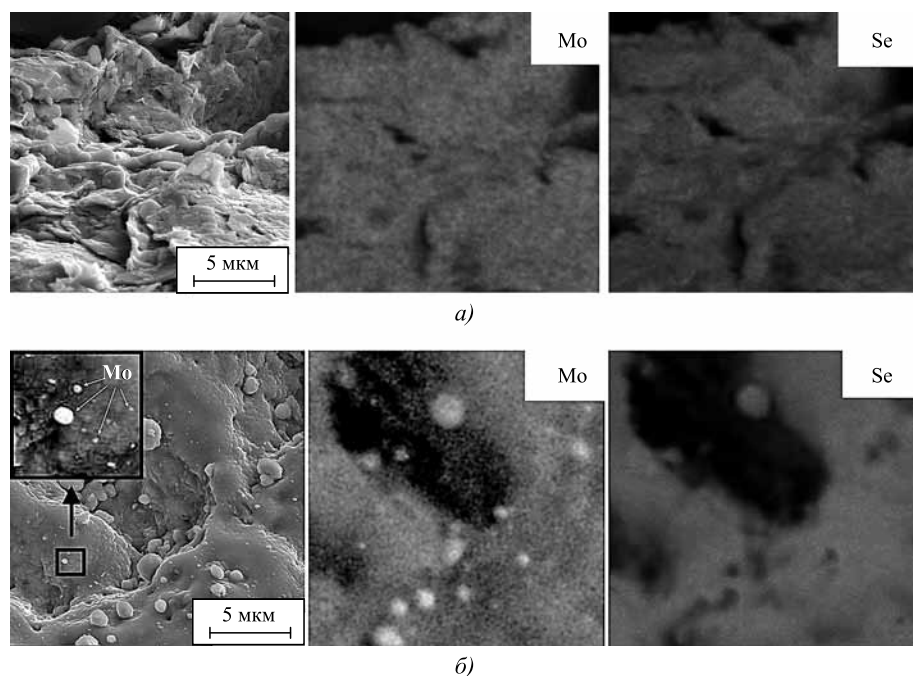


Рис. 1. СЭМ-изображение и ЭРС-распределение элементов на поверхности мишени MoSe_2 до (а) и после (б) многократного импульсного лазерного облучения. На вставке — увеличенный фрагмент поверхности с наночастицами Мо

(число циклов) определялось из условия появления признаков разрушения покрытий. После трибоиспытаний поверхность образца с треком износа и поверхность контртела исследовались методом оптической микроскопии.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты СЭМ- и ЭРС-исследования мишени до и после лазерного облучения представлены на рис. 1. Видно, что исходная мишень состоит из микрокристаллов MoSe_2 , которые имеют пластинчатую форму. Размеры кристаллов изменяются от долей микрона до нескольких микрометров. Элементы мишени (Мо и Се) достаточно однородно распределены по объему микрокристаллов. Лазерное облучение вызвало оплавление поверхностного слоя мишени. На оплавленной поверхности лежат отдельные сферические частицы субмикронных и нанометровых размеров. Согласно данным ЭРС-анализа эти частицы обогащены молибденом.

Можно предположить несколько механизмов образования частиц, обогащенных молибденом. При лазерном облучении MoSe_2 -мишени, имеющей относительно совершенную кристаллическую структуру, излучение с длиной волны 1,06 мкм проникало на глубину $\sim 0,1$ мкм [5]. На начальной стадии импульсного лазерного воздействия этот слой подвергался интенсивному и быстрому нагреву. В результате нагрева селен мог преимущественно испаряться из поверх-

ностного слоя. В результате этого поверхностный слой мишени мог обогащаться молибденом. В результате металлизации поверхности изменялся коэффициент поглощения лазерного излучения. Известно, что расплавленный металл эффективно поглощает лазерное излучение [6]. "Взрыв" тонкой металлической пленки мог вызывать образование частиц Мо. Некоторые из частиц сохранялись на поверхности, а некоторые вылетали из мишени и осаждались на подложку. Большие по размеру (субмикронные) частицы Мо могли образоваться на поверхности мишени в результате коалесценции нескольких наночастиц.

Возможен также механизм образования наночастиц Мо в объеме расплавленного слоя мишени. Сверхбыстрый лазерный нагрев вызывал формирование перегретой/метастабильной жидкой фазы

в относительно толстом поверхностном слое мишени. При охлаждении этого сплава могли протекать процессы преципитации молибдена, так как равновесная фазовая диаграмма исключает смешивание Се и Мо в расплаве [7]. Образовавшиеся преципитаты "замораживались" в поверхностном слое. При повторном лазерном воздействии поверхностный слой испарялся, а Мо-преципитаты могли захватываться паром, образующимся при лазерной абляции, и переноситься на подложку.

Известен также гидродинамический механизм образования капельной фракции при лазерной абляции твердых мишеней [6]. Образование расплавленного поверхностного слоя при лазерном воздействии сопровождается ускорением поверхности расплава из-за изменения объема. В результате ускорения поверхности развивается неустойчивость Релея—Тейлора, которая вызывает образование волн на поверхности расплава. Параметры волны зависят от ускорения, толщины слоя жидкой фазы и поверхностного натяжения поверхности расплава. В случае сильного перегрева метастабильного расплава поверхностное натяжение может снижаться в значительной степени и, как следствие, может формироваться периодическая структура с малой длиной волны. В этом случае от расплавленного поверхностного слоя MoSe_2 -мишени могут отрываться наночастицы MoSe_x . Содержание Се в этих наночастицах зависит от многих факторов, но, вероятнее всего, оно будет существенно ниже стехиометрического. Это обусловлено эффективной

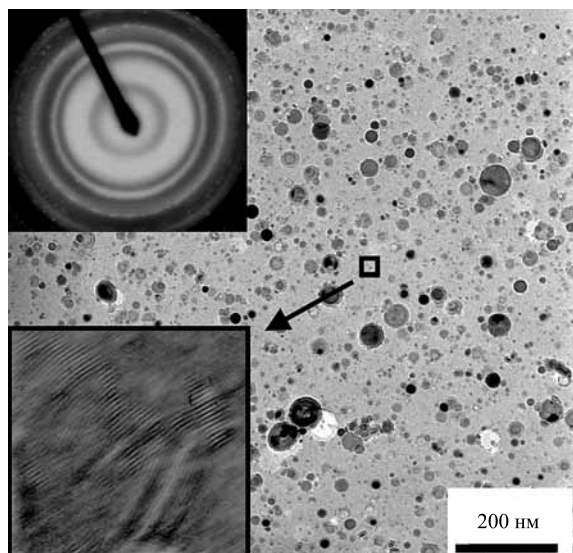


Рис. 2. ПЭМ и МД (вставка сверху) изображения нанокompозитной тонкой пленки MoSe_2/Mo , полученной осаждением эрозийного лазерного факела из мишени MoSe_2 . На нижней вставке показаны нанокристаллы со слоистой упаковкой 2H-типа, из которых состоит матрица покрытия MoSe_2/Mo

десорбцией Se при высоких температурах в условиях вакуума.

Комплексное исследование покрытий и пленок, осажденных на подложки Si и NaCl, подтвердило тот факт, что наночастицы, образовавшиеся на поверхности мишени, переносятся лазерным факелом в покрытия и пленки. Согласно данным ПЭМ- и МД-исследования тонкие пленки MoSe_2/Mo (рис. 2) состояли из нанокристаллической матрицы MoSe_2 и наночастиц Mo. Наночастицы Mo обуславливали появление на картине МД резких кольцевых рефлексов, соответствующих ОЦК-решетке Mo. Наночастицы Mo имели форму шаров, диаметр которых варьировался в диапазоне $\sim 5\text{--}50$ нм. Матрица MoSe_2 состояла из нанокристаллов, имеющих слоистую структуру. Размеры этих нанокристаллов не превышали 20 нм, а сильная разупорядоченность атомной упаковки обуславливала диффузный характер кольцевых рефлексов на картине МД.

Результаты рентгеноструктурного анализа представлены на рис. 3. Анализ РД-спектров показал, что все покрытия состоят из сильно разупорядоченной гексагональной 2H-фазы и фазы Mo с ОЦК-решеткой. Относительная доля Mo в покрытии возрастает при увеличении давления Ar. Это указывает на то, что использование буферного газа позволило повышать концентрацию наночастиц Mo в покрытии за счет различного влияния газа на разлет атомарного потока и наночастиц. Если плотность потока наночастиц несмотря на столкновения с молекулами газа практически не изменялась, то атомарный поток при

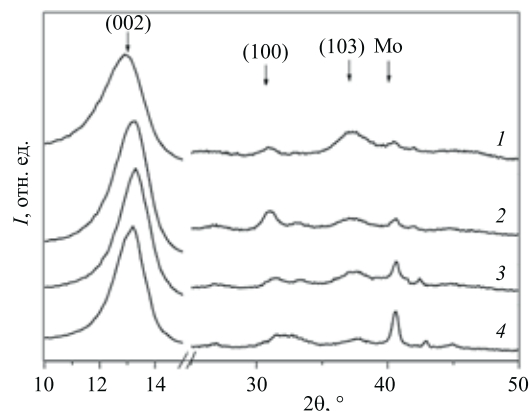


Рис. 3. РД-спектры для покрытий MoSe_2/Mo , полученных в вакууме (1) и в буферном газе при давлениях 2 (2), 5 (3) и 10 Па (4). Показаны характерные линии от гексагональной 2H- MoSe_2 -фазы и ОЦК-фазы Mo. Интенсивности линий $I(002)$ уменьшены в два раза

таких столкновениях рассеивался на большие углы [8]. В результате темп осаждения (скорость роста) матрицы покрытия MoSe_2/Mo уменьшался при повышении давления газа.

Изменяя концентрацию наночастиц, газ оказывал влияние и на структурное состояние матрицы покрытия. Для всех покрытий характерна высокая относительная интенсивность линии, соответствующей отражению от плоскостей (002), а также значительное уширение всех линий в рентгеновском спектре. Такой тип спектров может быть обусловлен текстурой покрытий, связанной с преобладанием "базисной" ориентации кристаллов с гексагональной 2H-решеткой и/или формированием турбостратной структуры. В этой структуре базисные плоскости ориентированы параллельно поверхности подложки ((001)-текстура), но развернуты вокруг нормали (c -оси) на произвольный угол относительно друг друга.

По сравнению с вакуумно-осажденным покрытием в покрытии, полученном при давлении Ar, равном 2 Па, линия (001) увеличилась по интенсивности и несколько сместилась в область больших углов дифракции. Это соответствует уменьшению межплоскостного расстояния (002) с 0,687 до 0,671 нм. Возможно, в структуре матрицы покрытия формировались области с различными расстояниями между плоскостями (002), в том числе с близкими к табличному значению 0,646 нм. На некоторое снижение дефектности структуры при давлении аргона 2 Па указывает также заметное увеличение интенсивности линии (100). Однако при этом наблюдается некоторое уменьшение интенсивности линии (103). При повышении давления до 10 Па линия (002) уменьшается по интенсивности и вновь смещается в область меньших углов дифракции, а относительная интенсивность других линий уменьшается. Если межплоскостное расстоя-

ние (002) возрастает до 0,673 нм, то расстояние между плоскостями (100) приближается к табличному значению и составляет 0,284 нм. Межплоскостное расстояние (100) в вакуумно-осажденных покрытиях и при давлении аргона 2 Па превышает табличное значение и составляет 0,289 нм. Положение пика для отражения (103) практически не зависит от режимов осаждения и соответствует межплоскостному расстоянию 0,242 нм, что несколько отличается от табличного значения 0,273 нм.

В работе [9] проведено моделирование рентгеновских спектров от пленок дихалькогенидов металлов, структура которых состояла из наноразмерных кристаллов. Расчеты показали, что интенсивность и форма (00 l)-рефлексов определяются числом базисных плоскостей в нанокристалле и качеством их упаковки. Параметры ($hk0$)-рефлексов существенно зависят от характера упаковки атомов в пределах базисной плоскости (размеров области упорядочения) и степени корреляции между атомами, расположенными в соседних базисных плоскостях. Использована модель, в которой кристаллиты имеют гексагональную форму, а соседние базисные плоскости располагаются параллельно, но ориентированы (повернуты во круг c -оси) произвольным образом относительно друг друга. В случае когда структура состоит из очень маленьких кристаллитов и нет корреляции в упаковке атомов соседних базисных плоскостей, в области углов 2θ , равных 30...50°, форма РД-спектра существенно зависит от размеров нанокристаллов. При уменьшении размеров линия (100) заметно увеличивается в ширине и смещается в сторону больших углов. Также заметно уменьшается амплитуда пика.

Изменения структурного состояния матрицы покрытия MoSe₂/Mo при варьировании давления буферного газа, вероятно, обуславливаются влиянием газа на энергетические и угловые распределения осаждаемого атомарного потока [10]. Снижение энергетика атомарного потока оказалось оптимальным при давлении Ar, равном 2 Па, так как в этом случае установлено эффективное формирование относительно малодефектной слоистой упаковки атомов, в которой плоскости скольжения ориентированы преимущественно вдоль поверхности подложки. При этом реализуются условия для формирования близкого к стехиометрическому составу матрицы [10]. Повышение давления до 10 Па вызывает существенное снижение энергии атомов, которые падают в таких условиях на поверхность под большими (относительно нормали) углами. Это, как правило, вызывает уменьшение плотности покрытия [11].

Осаждение наночастиц оказало заметное влияние на формирование шероховатости поверхности покрытий (рис. 4). Слипание наночастиц и осаждение на них

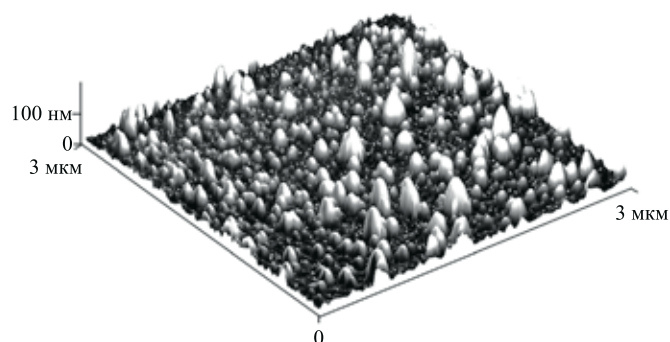


Рис. 4. АСМ-изображение поверхности покрытия MoSe₂/Mo, полученного осаждением в Ar при давлении 10 Па

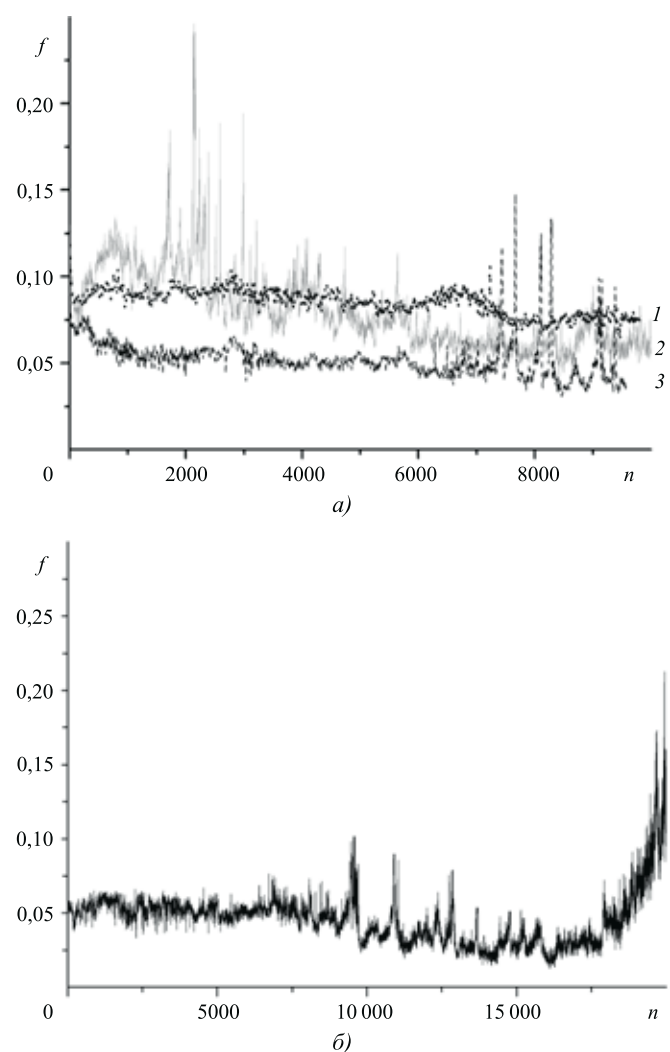


Рис. 5. Зависимость коэффициента трения f от числа циклов n скольжения шарика по стальному диску с покрытиями MoSe₂/Mo, полученными в различных условиях:

a — осаждение в вакууме (1), в Ar при давлении 10 Па (2), в Ar при давлении 2 Па (3); b — двухслойное покрытие, в котором первый слой получен в Ar при давлении 10 Па, а второй — при 2 Па

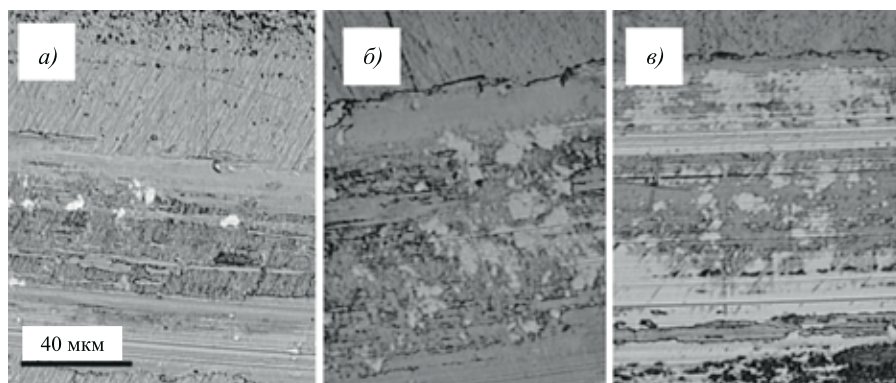


Рис. 6. Микроизображения треков износа, образовавшихся после трибоиспытаний покрытий MoSe_2/Mo , полученных осаждением в различных условиях:

a — в вакууме; *б* — в Ar при давлении 2 Па; *в* — в Ar при давлении 10 Па

атомарного потока вызвали образование округлых выступов, высота которых достигает 100 нм, а размер по поверхности составляет ~ 200 нм.

Результаты трибоиспытаний полученных покрытий представлены на рис. 5. Если учесть, что с повышением давления буферного газа концентрация наночастиц Mo в покрытиях монотонно возрастает, то можно заключить, что трибологические свойства имеют сложную зависимость от концентрации наночастиц Mo. При этом поведение коэффициента трения слабо коррелирует с износом покрытия и контртела. Давление, равное 2 Па, обеспечивает снижение коэффициента трения примерно в два раза, если сравнивать антифрикционные свойства покрытий, полученных в Ar и вакууме (см. рис. 5). При этом износ покрытия и контртела усиливается, что видно по уширению трека на рис. 6. При повышении концентрации наночастиц (давление 10 Па) коэффициент трения и износ в паре трения возрастают. Такое поведение могло быть связано со сложным характером зависимости структуры матрицы покрытия MoSe_2/Mo от давления газа. При давлении, равном 2 Па, сформировалась наиболее качественная слоистая упаковка атомов в матрице, что и обусловило, в первую очередь, снижение коэффициента трения. Понижение износостойкости этих покрытий могло быть обусловлено ослаблением сцепления покрытия с подложкой из-за уменьшения энергетики осаждаемого потока.

Значительное повышение концентрации наночастиц вызвало изменение механизма трения, что проявилось в сохранении покрытия в центральной части трека покрытия, осажденного в Ar при давлении 10 Па (см. рис. 6, *в*). При испытании же вакуумно-осажденного покрытия материал покрытия эффективно удалялся из центральной области трека (см. рис. 6, *а*). Сохранение материала в центральной области дорожки скольжения может быть обусловле-

но эффективным формированием трибопленки на контртеле, которая переносится между трущимися плоскостями. Эта трибопленка может содержать наночастицы Mo, покрытые тонкой пленкой твердой смазки (MoSe_2). Наличие твердой смазки в продуктах износа обеспечило низкий коэффициент трения (~ 0,08), несмотря на повышенный износ. Этот износ может быть вызван абразивным эффектом от присутствия твердых частиц Mo в контактной области пары трения. Очевидно, что необходимо решать проблему оптими-

зации концентрации таких наночастиц, которые могут изменить как механические свойства (повысить прочность), так и механизм трения (например, в случае проворачивании шарообразных частиц в мягкой матрице).

На рис. 5, *б* представлены результаты измерения коэффициента трения для покрытия MoSe_2/Mo , при получении которого использовались два режима осаждения. Сначала на подложку осаждалось покрытие с высокой концентрацией наночастиц Mo (давление Ar равно 10 Па). Таким образом обеспечивалась повышенная твердость слоя. Затем давление газа уменьшалось до 2 Па, что позволяло сгладить шероховатости поверхности и сформировать улучшенную наноструктуру матрицы. В результате получено покрытие, обеспечившее наиболее низкий коэффициент трения скольжения, минимальное значение которого составило 0,02.

Заключение

Сильно неравновесные условия, реализующиеся на поверхности MoSe_2 -мишени при воздействии лазерных импульсов наносекундной длительности, обуславливают формирование шарообразных наночастиц Mo, которые отрываются от мишени и осаждаются на подложку. Соосаждение паровой фазы и наночастиц обеспечивает получение нанокомпозитных покрытий MoSe_2/Mo , состоящих из мягкой твердосмазочной матрицы MoSe_2 и твердых шарообразных включений Mo. Размер этих включений варьируется в диапазоне ~ 5...50 нм.

Осаждение таких покрытий в инертном буферном газе (Ar) варьируемого давления (2...10 Па) позволяет изменять концентрацию наночастиц в объеме покрытия. С ростом давления концентрация наночастиц возрастает. Однако применяемый буферный газ оказывает влияние на структурное состояние матрицы,

которое оказывается оптимальным при относительно низком давлении (~ 2 Па). Для получения наиболее качественных нанокompозитных покрытий MoSe₂/Mo необходимо варьировать давление газа во время осаждения, например начинать осаждение при высоком давлении (процесс формирования твердого подслоя) и снижать его по мере роста осаждаемого слоя (процесс формирования матрицы с оптимальной структурой). Минимальное значение коэффициента трения на воздухе лабораторной влажности для такого покрытия составило 0,02.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Polcar T., Cavaleiro A. Review on self-lubricant transition metal dichalcogenide nanocomposite coatings alloyed with carbon // Surf. Coat. Technol. 2011. Vol. 206. P. 686—695.
2. Polcar T., Cavaleiro A. Self-adaptive low friction coatings based on transition metal dichalcogenides // Thin Solid Films. 2011. Vol. 519. P. 4037—4044.
3. Pulsed laser deposition of composite Mo—Se—Ni—C coatings using standard and shadow mask configuration / V.Yu. Fominski, S.N. Grigoriev, A.G. Gnedovets, R.I. Romanov // Surf. Coat. Technol. 2012. Vol. 206. P. 5046—5054.
4. Structure, tribological and electrochemical properties of low friction TiAlSiCN/MoSeC coatings / A.V. Bondarev, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, A.N. Sheveyko, D.V. Shtansky // Appl. Sur. Sci. 2015. Vol. 327. P. 253—261.
5. Feng L., Li N., Liu Z. Effect of radio frequency power on composition, structure and optical properties of MoSe_x thin films // Physica B. 2014. Vol. 444. P. 21—26.
6. Surface alloying of metals by nanosecond laser pulse under transparent overlays / V.Yu. Fominski, R.I. Romanov, I. Smurov, A.L. Smirnov // J. Appl. Phys. 2003. Vol. 93. P. 5989—5999.
7. <http://www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/Mo-Se.php>
8. Shadow masked pulsed laser deposition of WSe_x films: Experiment and modeling / S.N. Grigoriev, V.Yu. Fominski, R.I. Romanov et al. // Appl. Surf. Sci. 2013. Vol. 282. P. 607—614.
9. Mozer J., Lévy F. Random stacking in MoS_{2-x} sputtered thin films // Thin Solid Films. 1994. Vol. 240. P. 56—60.
10. О механизме формирования химического состава тонкопленочных слоев из дихалькогенидов переходных металлов при импульсном лазерном осаждении / В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, А.Г. Гнедовец, В.Н. Неволин // ЖТФ. 2010. Т. 80. Вып. 10. С. 120—128.
11. Компьютерное моделирование роста тонкопленочных покрытий при импульсном лазерном осаждении при разных давлениях инертного газа / А.Г. Гнедовец, В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, Н.П. Мацнев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 9. С. 3—9.

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

С 1 января 2016 года журнал
«Трение и смазка в машинах и механизмах» издаваться не будет.
Все материалы, касающиеся данной тематики,
будут публиковаться в журнале «Сборка в машиностроении, приборостроении».

Телефон редакции: 8(499)269-54-98

E-mail: sborka@mashin.ru



УДК 621.316.7

А.В. Гусаров, С.Э. Седleckая, Э.И. Семенов

(Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева)

E-mail: vs@rsatu.ru

Совершенствование измерителя толщины нанесенного слоя при получении наноструктурированных покрытий на деталях ГТД

Описывается измеритель толщины покрытий семейства "Слой", предназначенный для контроля толщины покрытий при различных способах нанесения. В качестве датчика толщины использован датчик на основе камертонного преобразователя.

Ключевые слова: измеритель толщины, камертонный датчик толщины, система стабилизации, наноструктурированные покрытия.

Device of control thickness coatings ("Sloy") used at different coating methods is described. Tuning-fork meters as thickness sensor is used.

Keywords: thickness meter, tuning fork sensor thickness, stability system, nanostructured coatings.

Введение

При получении наноструктурированных покрытий на деталях газотурбинных двигателей (ГТД), в частности на лопатках, одной из задач является контроль их толщины. Для контроля толщины покрытий применяются различные измерители, например измерители на

основе камертонных датчиков. Одним из недостатков таких измерителей является нестабильность амплитуды колебаний ветвей камертона, что ведет к снижению точности измерителя вследствие срыва колебаний и, соответственно, появлению грубых ошибок при измерениях. В данной статье предлагается способ уменьшения нестабильности амплитуды колебаний ветвей камертона.

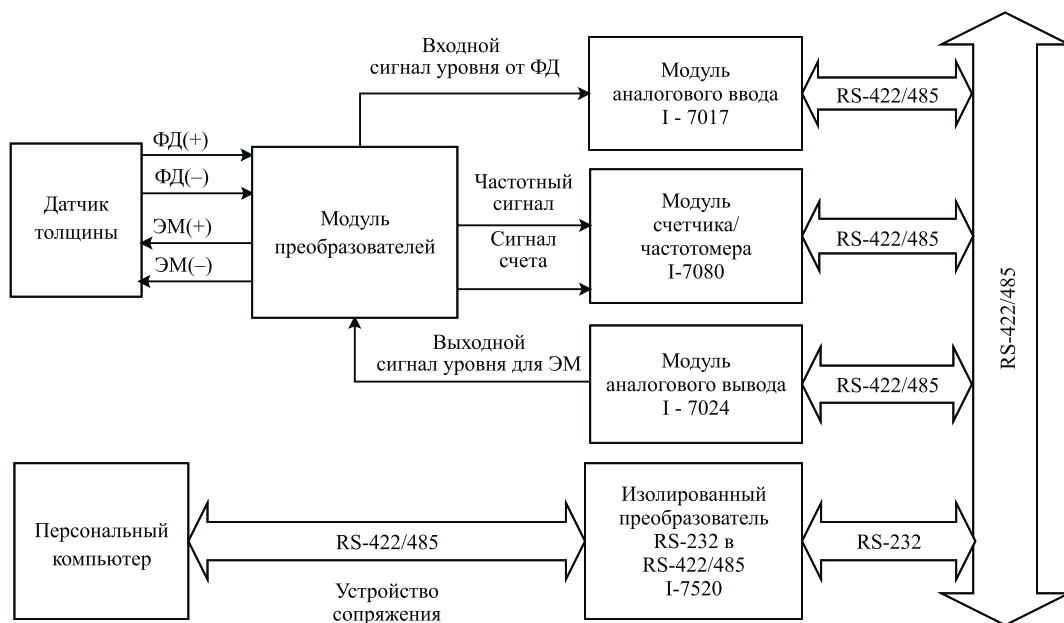


Рис. 1. Структурная схема измерителя

Описание существующего измерителя

Структурная схема измерителя приведена на рис. 1. Основными частями измерителя являются персональный компьютер (ПК) с установленным специализированным программным обеспечением (ПО), устройство сопряжения с ПК (УС) и камертонный датчик толщины пленки (КДТП) [1].

Для контроля покрытий используется

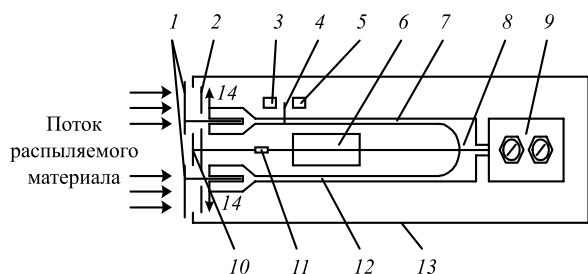


Рис. 2. Схема камертонного датчика толщины покрытий:

1 — контрольные образцы; 2 — нагреватель; 3 — осветитель; 4 — флажок; 5 — фотодиод; 6 — электромагнит; 7, 12 — ветвь камертона; 8 — U-образный камертонный осциллятор; 9 — жестко закрепленное основание камертона; 10 — "свидетель" температуры; 11 — терморезистор; 13 — водоохлаждаемый корпус; 14 — направление колебаний ветвей камертона

косвенный метод измерения, основанный на зависимости периода колебаний электромеханической колебательной системы, в состав которой входят образцы-свидетели КДТП, от массы материала, напыленного на образцы-свидетели. По активной площади образцов-свидетелей, удельной плотности напыляемого материала, начальному и текущему периодам колебаний вычисляется значение толщины покрытия.

На рис. 2 показана схема, поясняющая принцип действия КДТП [2]. U-образный камертонный осциллятор 8 является чувствительным элементом камертонного датчика. На свободных концах ветвей камертона 7, 12 крепятся контрольные образцы 1. Основание камертона 9 жестко соединено с корпусом датчика, что позволяет устранить влияние массы основания камертона на частоту его колебаний. Возбуждение противофазных колебаний ветвей камертона осуществляется с помощью электромагнита (ЭМ) 6. Датчиком колебаний камертона является пара осветитель 3 — фотодиод 5 (ФД), причем луч осветителя прерывается флажком 4, закрепленным на ветви камертона 7. При колебаниях камертонного осциллятора ток фотодиода модулируется с частотой его колебаний. При этом амплитуда колебаний ветвей камертона зависит от массы материала, напыленного на образцы-свидетели.

Устройство сопряжения с ПК выполнено на основе распределенной системы ввода-вывода серии

I-7000 фирмы ICP DAS, обладающей полным набором функций ввода-вывода.

Обработка данных, поступающих с датчиков измерителя, осуществляется при помощи ПК со специализированным ПО, которое предоставляет информацию о ходе технологического процесса пользователю в удобной форме и управляет формированием протокола нанесения покрытий.

Для защиты камертонного датчика толщины от воздействия теплового излучения и стабилизации периода колебаний датчик помещен в массивный металлический корпус 13. Конструкцией датчика предусмотрено быстрое извлечение его из корпуса для замены, очистки или ремонта. Предусмотрена также быстрая замена контрольных образцов.

Схема системы стабилизации амплитуды колебаний ветвей камертона приведена на рис. 3.

Формулировка проблемы

В процессе нанесения покрытий масса контрольных образцов изменяется в несколько раз, поэтому система стабилизации амплитуды колебаний ветвей камертона содержит нестационарный объект управления в виде контрольного образца. При нанесении покрытий толщиной в несколько микрон нестационарностью объекта, как показывает практика, можно пренебречь.

Моделирование системы показало, что в процессе нанесения на контрольный образец покрытия толщиной 40 мкм и более при неизменном коэффициенте усиления пропорционально-интегрального (ПИ) регулятора в системе появляются перерегулирование и колебательность, что на практике приводит к случайным изменениям периода колебаний камертонного осциллятора при неизменной толщине покрытия. Такая ситуация имитировалась путем закрытия заслонки, находящейся на пути парового потока от испаряемого материала к контрольному образцу. Основной причиной этого явления кроме нестационарности объекта управления может быть нестабильность периода дискретизации системы стабилизации. Такая нестабильность характерна для систем управления на базе ПК под управлением операционной системы Windows, в которой, вообще

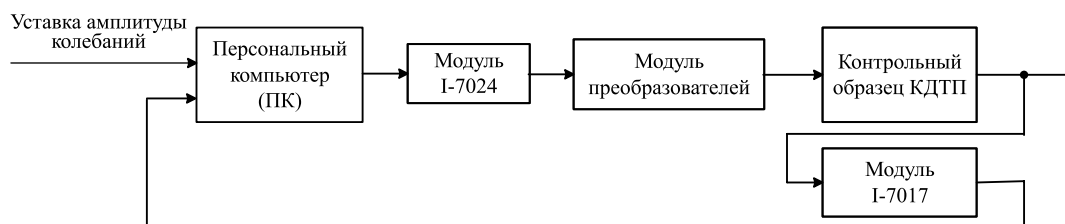


Рис. 3. Структурная схема системы стабилизации амплитуды колебаний ветвей камертона

говоря, не гарантируется получение интервалов времени с необходимой точностью.

Пути решения проблемы

Одним из путей решения проблемы является недопущение приращения массы контрольного образца до величины, вызывающей перерегулирование и автоколебания в системе. Однако это не всегда возможно, так как требует частого вскрытия камеры, в которой происходит нанесение покрытий, что не всегда желательно, а в ряде случаев (например, при напылении в мощных электронно-лучевых установках типа УЭ-175, в которых время создания вакуума может достигать десятков часов) недопустимо. Другой путь решения проблемы заключается в изменении коэффициентов усиления регулятора в процессе роста массы контрольного образца. При этом в памяти компьютера строится таблица соответствия коэффициентов усиления регулятора и приращения массы контрольного образца относительно начального значения. Первоначальные значения коэффициентов усиления выбираются при настройке системы в ручном режиме, когда имеется возможность разомкнуть контур обратной связи, замкнутый через ПК, и методом пунктирования задать такое значение напряжения (и, следовательно, тока) возбуждения электромагнита, при котором его амплитуда колебаний будет гарантировать модуляцию колебаний осциллятора на выходе фотодатчика. Далее принудительно изменяется масса образца с шагом, соот-

ветствующим толщине покрытия 5...10 мкм, и определяются напряжения возбуждения электромагнита, при которых его амплитуда колебаний будет гарантировать модуляцию колебаний осциллятора на выходе фотодатчика.

Выводы

Использование ПИ-алгоритма с коэффициентами, изменяющимися в зависимости от массы контрольного образца, позволяет существенно увеличить стабильность амплитуды колебаний ветвей камертона и в конечном итоге повысить точность измерения толщины покрытий. В настоящее время проводятся дальнейшие исследования измерителя толщины в целях обеспечения стабильности амплитуды колебаний ветвей камертона в более широком диапазоне толщин, а также получения аналитической, а не табличной зависимости коэффициентов усиления регулятора от приращения массы контрольного образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Обеспечение** заданной толщины покрытий при газоплазменном нанесении на детали ГТД / Э.И. Семенов, А.Н. Ломанов, А.В. Гусаров и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 1. С. 46–48.
2. **Пат. 2274676 РФ**, МПК С23С 14/54. Устройство для контроля толщины покрытий в процессе нанесения их в вакууме / Семенов Э.И., Паутов И.Ю. № 2004109779/02; Заявл. 30.03.2004; Оpubл. 20.04.2006. Бюл. № 11. 7 с.

Читайте в следующем номере журнала:

Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С.

Взаимосвязь кинематических и деформационных параметров ультразвукового пластического деформирования с геометрическими параметрами формируемого микрорельефа

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2015 г.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Бабичев А.П., Вяликов И.Л., Бирюков Д.Д., Максимов Д.В., Эль Дакдуки Ахмад, Гринь В.В.** Экспериментальные исследования одностороннего виброволнового нагружения сплошного изогнутого образца № 9
- Бабичев А.П., Мотренко П.Д.** Вибрационные технологии в машиностроении: опыт применения и перспективы развития № 8
- Балдаев Л.Х., Хамицев Б.Г., Гавриленко Т.П., Балдаев С.Л., Ахметгареева А.М., Исмагилова Р.Р.** Абразивная подготовка напыляемой поверхности с помощью детонационной установки № 10
- Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В.** Упрочнение твердых сплавов (обзор) № 11
- Волосова М.А.** Исследование и систематизация поверхностных и объемных дефектов инструментальной керамики и основных направлений ее совершенствования № 5
- Гречихин Л.И., Латушкина С.Д., Комаровская В.М., Шмермбекк Ю.** Кластерная структура кремния и конструкция его поверхности № 9
- Гречихин Л.И., Латушкина С.Д., Комаровская В.М., Шмермбекк Ю.** Образование плотноупакованной и кластерной решеточной структуры индия на поверхности кремния № 6
- Гурьянов Г.Н.** Оценка характера влияния формы кривой деформационного упрочнения на напряженное состояние круглого сплошного профиля при волочении с противонапряжением № 12
- Дегтярев М.Г.** Кодирование и классификация деталей при разработке технологических процессов упрочнения и восстановления № 9
- Ильинкова Т.А., Тагиров А.Т.** Окисление подслоя плазменных теплозащитных покрытий при высокотемпературной наработке № 2
- Кокорева О.Г.** Разработка модели способа обработки тяжело нагруженных поверхностей деталей машин № 10
- Кокорева О.Г., Шлапак Л.С.** Влияние скорости пластической деформации и схемы напряженного состояния на первичную рекристаллизацию металлов № 4
- Королев А.В., Нейгебауэр К.С.** Исследование момента сопротивления вращению шарикоподшипника № 9
- Королев А.В., Нейгебауэр К.С.** Холодная шариковая раскатка колец упорных шарикоподшипников № 6
- Кузин В.В., Волосова М.А.** Основные закономерности влияния толщины покрытия на напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя керамики № 6
- Микаева С.А., Микаева А.С., Петренко Ю.П.** Отражающее покрытие № 7
- Мокрицкий Б.Я., Алтухова В.В., Соловьев В.А.** Управление геометрией передней поверхности как фактор упрочнения колесотокарных пластин № 3
- Прокопец Г.А., Прокопец А.А.** Система показателей оценки надежности технологического процесса вибрационной обработки деталей № 8
- Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Коннова Г.В., Кравченко Е.Г.** Сравнительная оценка свойств инструментальных материалов по максимальной ширине следа индентирования при маятниковом скрайбировании № 6
- Пышный И.М.** Наноматериал продлевает срок службы бандажей колесных пар промышленных локомотивов № 3
- Соколов В.Д., Лебедев В.А., Штынь С.Ю., Ягмуров М.А.** Исследования энергетического состояния поверхностного слоя, упрочненного методами ППД № 9
- Степанкин И.Н.** К вопросу влияния поверхностного модифицирования на эксплуатационные характеристики стали Р6М5 № 9
- Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г.** Корреляция шероховатостей контактных поверхностей трения покрытия с тугоплавкими добавками и стального контртела № 9
- Табак В.П., Власов С.Н., Сизов С.В., Чихранов А.В.** Работоспособность режущего инструмента с покрытиями при обработке заготовок из труднообрабатываемых материалов № 7
- Табак В.П., Чихранов А.В.** Повышение работоспособности режущего инструмента путем применения многоэлементных покрытий на основе нитридов титана, алюминия и кремния № 3
- Шустер Л.Ш., Криони Н.К., Асланян И.Р., Ема-**

ев И.И. Оценка изнашивания покрытий в различных условиях трения № 2

Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Воронков В.И. Теоретико-экспериментальное исследование охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях противодействия металлоплакирующих смазочных материалов.....№ 10

Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачева Н.Ю. Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов..... № 6

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Берберов С.А., Берберова Н.И., Кешишьян К.С. Повышение качества шлицевых отверстий в термообработанных деталях дорнованием..... № 8

Волков Д.И., Толкачев А.В. Упрочняющий эффект виброполировальной обработки..... № 7

Гурьянов Г.Н. Влияние интенсивности деформационного упрочнения проволоки на оптимальную форму рабочего канала волокна № 2

Зайдес С.А., Горбунов А.В. Определение механических свойств поверхностного слоя маложестких валов, упрочненных поверхностным пластическим дформированием..... № 3

Зайдес С.А., Горбунов А.В. Повышение эффективности упрочнения маложестких валов центробежным обкатыванием № 4

Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н. Улучшение эксплуатационных характеристик деталей поверхностным модифицированием методом плакирования гибким инструментом№ 10

Попов М.Е. Устойчивость процессов отделочно-упрочняющей обработки деталей прецизионными методами ППД..... № 8

Сергеев Е.С., Зинин М.А., Гаврилов С.А., Щедрин А.В., Воронков В.И., Поляков А.О. Влияние угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий № 3

Сорокин В.М., Тудакова Н.М., Крайнов В.В. Особенности обработки цилиндрических отверстий в деталях дорнованием (протягиванием) с противодействием технологических жидкостей№ 4

Сосенушкин Е.Н., Яновская Е.А., Белокопытов В.В., Смолович И.Е., Киндеров В.Ю. Взаимосвязь устойчивости трубных заготовок с упрочнением при осевом сжатии № 5

Тамаркин М.А., Казаков Д.В., Шведова А.С., Гребенкин Р.В. Повышение надежности технологических процессов обработки деталей динамическими методами поверхностного пластического деформирования..... № 8

Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Шведова А.С., Исаев А.Г. Технологические основы оптимизации процессов отделочно-упрочняющей обработки деталей в гранулированных рабочих средах.....№ 11

Тихонов А.А., Тихонов Ал.А. Формирование шероховатости поверхности при гидроабразивной обработке№ 10

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Абдуллин И.Ш., Хубатхузин А.А., Христолюбова В.И. Улучшение физико-механических свойств поверхности металлических изделий сложной конфигурации вследствие обработки высокочастотными разрядами пониженного давления.....№ 12

Анисович А.Г., Хейфец М.Л., Хилько Д.Н. Влияние технологической среды на формирование структуры покрытия при наплавке ферромагнитного порошка в электромагнитном поле№ 11

Архипов В.Е., Дубравина А.А., Куксенова Л.И., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением..... № 4

Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 1)№ 12

Балановский А.Е. Оценка зерна аустенита при плазменном поверхностном упрочнении среднеуглеродистых сталей..... № 6

Балановский А.Е., Гречнева М.В., Гюи В.В. Исследование структуры рельсовой стали в процессе эксплуатации и после плазменного поверхностно упрочнения№ 11

Балдаев Л.Х., Хамицев Б.Г., Прокофьев М.В., Балдаев С.Л., Ахметгареева А.М., Исмагилова Р.Р. Особенности полиморфных превращений детонационных покрытий из оксида алюминия..... № 4

Бирюков В.П., Петрова И.М., Гадолина И.В. Оптимизация режимов лазерной наплавки для повышения характеристик сопротивления усталости стальных образцов и деталей машин..... № 1

Бровер А.В., Бровер Г.И. Структурная самоорганизация поверхностных слоев сталей при лазерном микролегировании из порошковых покрытий № 2

- Будилов В.В., Мухин В.С., Ягафаров И.И., Агзамов Р.Д., Киреев Р.М.** Исследование влияния расположения поверхностей конструкционных сталей при нанесении покрытия TiN из плазмы вакуумно-дугового разряда на шероховатость поверхности..... № 4
- Власенко В.Д., Верхотуров А.Д.** Исследование влияния параметров электроискрового упрочнения на функциональные свойства покрытий, полученных из минеральных концентратов..... № 1
- Григорьев С.Н.** Создание нового класса нанокompозитных покрытий повышенной трещиностойкости и твердости на основе применения инновационных пучковых технологий № 5
- Желонкин Я.О., Хубатхузин А.А., Абдуллин И.Ш.** Ионное легирование поверхности изделий машиностроения в ВЧ газовом разряде № 9
- Ильинкова Т.А., Гурьев А.Н.** Поведение теплозащитных покрытий при воздействии лазерного излучения № 12
- Ким В.А., Кочетков М.С.** Структурные превращения при лазерной обработке армко-железа..... № 7
- Ким В.А., Усатый А.В., Каримов Ш.А.** Лазерное упрочнение инструментальной стали SKD61 № 1
- Кочергин С.А., Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П.** Особенности формирования единичной лунки при воздействии импульса лазерного излучения на материал..... № 12
- Кузнецов И.С.** Расчетная оценка массопереноса при электроискровой обработке № 12
- Лебедев В.А., Голобородько Ж.Г., Драган С.В.** Совершенствование технологии импульсно-дуговой наплавки в судовом машиностроении № 11
- Новиков С.В., Перетягин П.Ю., Торресильяс Р.** Научные основы электроимпульсной технологии нанесения твердосплавных покрытий из порошковых материалов на режущий и прессовый инструмент № 5
- Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Белый А.В., Моховиков А.А., Игнатъев А.С., Иванов К.В., Терсов А.Д.** Модификация структуры поверхностного слоя твердого сплава на основе карбида вольфрама при импульсном электронно-пучковом облучении в Ag- и Xe-содержащих плазмах газового разряда № 2
- Олефиренко Н.А., Овчинников В.В.** Повышение износостойкости коленчатых валов компрессоров фреона, восстановленных электродуговой металлизацией..... № 1
- Панков В.П.** Плазменные покрытия поршневых колец автотракторной техники..... № 4
- Подчерняева И.А., Верхотуров А.Д., Востриков Я.А., Коневцов Л.А.** Формирование и свойства композиционных ЭИЛ-покрытий на сталях ШХ15 и Р6М5 с использованием новых керамических материалов..... № 2
- Селезнев А.Е., Шеин А.А.** Разработка и исследование вакуумно-плазменных покрытий для повышения работоспособности разделительных штампов..... № 7
- Слюдеев К.А., Ляпин А.А., Клименко Г.К.** Исследование коррозионных свойств образцов из стали Ст 3 с покрытием из диоксида циркония № 7
- Тарасова Т.В., Назаров А.П.** Перспективы изготовления сложнопрофильных деталей из жаропрочных кобальтовых сплавов методом селективного лазерного плавления № 5
- Ульяницкий В.Ю., Батраев И.С., Штерцер А.А.** Детонационные покрытия из оксидов № 9
- Федоров С.В., Окунькова А.А., Туренко С.Н.** Использование реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза при модифицировании поверхности инструментальных материалов..... № 5
- Шишковский И.В., Подрабинник П.А.** Лазерная постобработка Al/Al₂O₃ — Ni композитных покрытий, нанесенных с помощью холодного газодинамического напыления..... № 5
- ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА**
- Аникин В.Н., Пьянов А.А.** Основные закономерности нанесения алюминия на твердый сплав при получении оксидного покрытия № 1
- Боровик Д.И., Пантелеенко Ф.И., Столин А.М.** Получение композиционных электрохимических покрытий на железной основе, упрочненных СВС-частицами с последующей лазерной обработкой № 10
- Будилов В.В., Рамазанов К.Н., Хусайнов Ю.Г., Золотов И.В.** Исследование влияния локального ионного азотирования с ЭПК на износостойкость поверхности стали 38ХМЮА..... № 6
- Веселовский А.А., Ерофеев В.В.** Повышение срока службы деталей из серого чугуна для телескопических и поршневых гидроцилиндров № 10
- Костин Н.А.** О возможности использования цементованной стали 30ХГТ в качестве материала штампов для листовой штамповки..... № 3

- Кусков В.Н., Коленчин Н.Ф., Сафронов А.В.** Влияние озона и ультразвука на износ анодного покрытия на алюминиевом сплаве Д16Т № 1
- Легкая Д.А., Соловьева Н.Д.** Электроосаждение никеля из низкоконцентрированного электролита никелирования..... № 9
- Любимов В.В., Саломатников М.С.** Электроды-инструменты с двухслойными медными покрытиями на полимерных прототипированных оправках для электрофизико-химического формообразования № 3
- Олефиренко Н.А., Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Лукьяненко Е.В.** Износостойкость деталей из стали марки 45, имплантированной ионами металлов № 4
- Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Кулак А.И., Оковитый В.В.** Композиционный порошок, полученный на основе совместного осаждения гидроксиапатита и гидратированного диоксида циркония для нанесения плазменных покрытий ... № 6
- Петрова Л.Г., Александров В.А., Малахов А.Ю., Перекрестов А.Е.** Интенсификация процесса азотирования конструкционной низкоуглеродистой стали путем формирования каталитической пленки оксида меди..... № 3
- Райков С.В., Капралов Е.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Соcнин К.В.** Фазовый состав и свойства наплавки, сформированной на стали электродуговым методом..... № 2
- Рослякова Л.И., Росляков И.Н.** Моделирование комплекса легирования стали при цементации, влияющей на образование карбидной фазы № 10
- Степанов М.С., Домбровский Ю.М.** Формирование карбидного покрытия при микродуговом молибденировании стали № 10
- Степанов М.С., Домбровский Ю.М.** Формирование карбидного покрытия при микродуговом хромировании стали..... № 1
- Шматов А.А.** Компьютерное проектирование процесса получения твердосмазочного SiC-покрытия на твердом сплаве..... № 7

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

- Гончаров С.В., Алексеенко В.Г.** Технология ремонта корпуса дифференциала автоматической коробки перемены передач переднеприводного автомобиля с применением полимерных композиционных материалов № 10

- Михальченко А.М., Комогорцев В.Ф., Филин Ю.И., Михальченкова М.А.** Влияние величины частиц наполнителя в эпоксидно-песчаной композиции на прочность ее сцепления с металлической подложкой № 12
- Михальченко А.М., Лушкина С.А., Михальченкова М.А.** Восстановление деталей почвообрабатывающих машин абразивостойким дисперсионно-упрочненным композитом на основе эпоксидной смолы № 10
- Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Асташинский В.М., Оковитый В.В.** Разработка композиционного материала на основе многофункциональной керамики для плазменного напыления..... № 2

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Анкудимов Ю.П., Чаава М.М., Чернега Ю.Г.** Применение комплексного энергетического воздействия для модифицирования поверхностного слоя стальных деталей методом вибрационной обработки..... № 8
- Бледнова Ж.М., Степаненко М.А.** Закономерности формирования поверхностных слоев из материала с эффектом памяти формы с позиции технологического наследования..... № 6
- Гарибов А.А., Агаев Т.Н., Алиев А.Г., Исмаилов Ш.С., Эюбов К.Т.** Образование защитного слоя на поверхности радиационно-обработанных образцов циркония № 11
- Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М.** О необходимости применения комбинированных методов обработки поверхностных слоев коррозионно-стойкой проволоки..... № 1
- Дмитриев А.М., Коробова Н.В., Гречников Ф.В.** Интенсификация уплотнения и упрочнения деталей из железных порошков и порошковых сталей на этапе их холодного формования перед спеканием..... № 5
- Кокорин В.Н., Шанченко Н.И., Мищенко О.В., Кокорин М.В., Левушкин К.С.** Моделирование процесса контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката..... № 11
- Лебедев В.А., Иванов В.В., Штынь С.Ю., Давыдова И.В.** Энергетическое условие формирования вибрационных механохимических покрытий и оценка их адгезионной прочности № 8
- Морозов А.В., Федотов Г.Д.** Разработка классификации процессов электромеханической об-

работки отверстий движущимся высокотемпературным полосовым источником № 3

Тамаркин М.А., Вяликов И.Л., Тищенко Э.Э.
Исследование и разработка нового высокоэффективного метода виброабразивной ультразвуковой обработки..... № 7

**ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ
И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ**

Сорокин В.М., Танчук С.С., Зотова В.А., Тудаква Н.М., Михеев А.В., Берглезов В.В. Обо-

рудование и результаты ускоренных испытаний комбинированно-упрочненных пар трения № 1

Щедрин А.В., Кострюков А.А. Перспективные инструменты для реализации методов комбинированной охватывающей обработки..... № 7

**ИНФОРМАЦИЯ.
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ**

Мельников А.С., Тищенко Э.Э. Технологическое обеспечение требуемой точности детали № 8

Указатель статей, опубликованных в 2014 г...... № 1

**Продолжается подписка на журнал
«Упрочняющие технологии и покрытия»**

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказы и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2А, стр. 2

Тел.: (495) 785-60-69

e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96; факс: (499) 269-48-97.

Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 09.11.2015 г. Подписано в печать 15.12.15 г. Формат 60×88 1/8.

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

Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Авансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru