ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 11 (35)
ноябрь
2007

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
Н.А. ФЕТИСОВА
И.В. СИНЦОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.
Тел.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Локтюшин В.А., Гуревич Л.М., Арисова В.Н. Особенности структурообразования нанокристаллических пленок углерода при пиролизе гептана . . . 3

Пячин С.А., Заводинский В.Г., Пугачевский М.А. Перенос металлов с анода на катод при электроискровом воздействии . . . 7

Ахмедпашаев М.У. Карбидизация высоколегированных сталей для вырубных штампов . . . 13

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Чуфистов О.Е., Борисков Д.Е., Чуфистов Е.А. Микродуговое оксидирование деталей из алюминиевых сплавов с генерацией синглетного кислорода вблизи оксидируемых поверхностей . . . 16

Нафиков М.З. Электроконтактная наплавка – эффективный способ восстановления валов . . . 21

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Сухочева Е.Г., Коденцев С.Н. Технология комбинированной обработки каналов малого сечения с обеспечением эксплуатационных показателей . . . 25

Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Гурулев Д.Н., Рогозин В.Д., Писарев С.П., Самарский Д.С. Комплексная технология получения и свойства композиционных мембран с танталовым покрытием . . . 29

Гореликов В.Н., Сухочев Г.А. Технологические показатели комбинированного магнитоимпульсного упрочнения винтовых поверхностей . . . 33

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Кусков В.Н., Горбунов О.Н. Структура и свойства поверхностных слоев, полученных электроконтактной приваркой порошковой ленты . . . 37

Федосов В.В., Федосова А.В. Нейросетевая модель теплофизических взаимосвязей при нанесении дисперсных материалов . . . 41

Смыслов А.М., Павлинич С.П., Дубин А.И. Определение остаточных поверхностных напряжений в деталях ГТД с использованием лазерного интерферометра . . . 47

Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В. Механические свойства ионно-плазменных износостойких покрытий . . . 50

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Гайлит Ю.Т., Митрюшин Е.А., Саушкин Б.П. Электроконтактная обработка жаропрочных материалов на модернизированном токарном станке . . . 53

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

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

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 11 (35)
November
2007

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
N.A. FETISOVA
I.V. SINTSOVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.

Ph.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Fax: (495) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry Tele- and Broadcasting of Mass Communications Media. The certificate of registration ПИ № 77-17733, March 9, 2004

CONTENTS

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Loktyushin V.A., Gurevich L.M., Arisova V.N. Features of structurization nanocrystalline pyrocarbon films at heptane pyrolysis 3

Pyachin S.A., Zavodinsky V.G., Pugachevsky M.A. Transfer of metals from anode to cathode at the electric discharge influence 7

Ahmedpashaev M.U. Carbidization of highalloy steels for cutting dies 13

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Chufistov O.E., Boriskov D.E., Chufistov E.A. Microarc oxidation of details from aluminium alloys with generation of singlet oxygen near by oxidized surfaces 16

Nafikov M.Z. Electrocontact building-up is an effective way of restoration of shafts 21

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Suhocheva E.G., Kodentsev S.N. Technology of the combined processing of channels of small section with maintenance of operation parameters 25

Trykov Yu.P., Gurevich L.M., Gurulev D.N., Rogozin V.D., Pisarev S.P., Samarskij D.S. Complex technology of manufacturing and properties of composite membranes with a tantalum coating 29

Gorelikov V.N., Suhochev G.A. Technological parameters of the combined strenghthening of screw surface with magnetic pulse influence 33

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Kuskov V.N., Gorbunov O.N. Structure and properties of surface layers, manufactured by electrocontact welding of a powdered ribbon 37

Fedosov V.V., Fedosova A.V. Neural networks model of the heat-physical relationships with causing of particulate materials 41

Smyslov A.M., Pavlinich S.P., Dubin A.I. The determination of surface residual stresses in parts of GTE using laser interferometer 47

Tabakov V.P., Smirnov M.Yu., Tsirkin A.V., Chihranov A.V. Mechanical properties of PVD coatings 50

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Gailit Yu.T., Mitrushin E.A., Saushkin B.P. Electrocontact processing of heat resistant materials on the modernized lathe 53

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

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

В.А. Локтюшин, Л.М. Гуревич, В.Н. Арисова *(Волгоградский ГТУ)*

Особенности структурообразования нанокристаллических пленок углерода при пиролизе гептана

Приведены результаты исследований нанокристаллических пленок пироуглерода, полученных термическим разложением паров гептана при различных температурах и давлениях. Показано, что микроструктура и кристаллическое строение наноразмерных пленок зависят от параметров процесса, толщины образующихся слоев, химической активности углерода к материалу подложки и микрорельефа ее поверхности. Слоистое строение пироуглерода (до 50 нм), выращенного при 950 °С на поверхностях Al_2O_3, SiO_2, SiC и меди, с высокой силой связи между атомами в слое и малой между слоями должно обеспечивать высокие триботехнические свойства в сравнении с упорядоченной структурой графита.

Results of researches nanocrystalline pyrocarbon films, received by thermal decomposition of heptane vapors at various temperatures and pressures are presented. It is shown that the microstructure and a crystal structure of nanodimensional films depend on parameters of the process, of formed layers thickness, of carbon chemical activity to a base material and its surface microrelief. The layered structure of pyrocarbon (up to 50 nm), grown up on Al_2O_3, SiO_2, SiC and copper surfaces at 950 °C, with high bonding force between atoms in a layer and the small one between layers should provide high tribotechnical properties in comparison with the ordered graphite structure.

Физика наноразмерных структур – наиболее динамично развивающаяся область физики твердого тела, достигшая наибольших успехов при создании углеродных наноматериалов. Одним из методов получения консолидированных наноматериалов является метод осаждения углерода из углеродсодержащей газовой фазы, который позволяет получать пироуглерод, имеющий по одной, двум или трем координатам нанометровые размеры; при этом твердость тонких пленок может превышать твердость алмаза [1, 2].

В данной работе исследовали пленки пироуглерода, полученные термическим разложением паров гептана (C_7H_{16}) в трубчатой вакуумной печи сопротивления диаметром 220 мм и длиной 3000 мм при температурах до 950 °С и давлении 13,3...66,5 Па (в зависимости от скорости подачи углеводорода). Увеличение количества гептана, поданного в реакционный объем печи, способствовало изменению толщины пироуглеродной пленки от 2 до 300 нм. Значительный объем печи позволял при постоянном давлении одновременно выращивать пироуглерод на большом количестве подложек различных составов и морфологии, расположенных в разных температурных зонах.

Исследование микроструктуры и кристаллического строения пироуглерода проводили на электронном микроскопе УЭМВ-100, электронографе ЭГ-100, рентгеновских аппаратах УРС-55 и ДРОН-3М. Эксперименты показали, что для определения толщины слоя (пленки) пироуглерода с погрешностью не более 5 % можно использовать зависимость оптической плотности угольной пленки, полученной термическим испарением в вакууме, от ее толщины [3]. Оптическую плотность определяли на микрофотометре МФ-4.

Степень упорядочения кристаллической решетки пироуглерода определяли исходя из соотношения

$$\gamma = \frac{d_{\max} - d_{002}}{d_{\max} - d_{\min}},$$

где $d_{\max}$ = 0,3440 нм – межплоскостное расстояние d_{002} графита с неупорядоченной структурой; $d_{\min}$ = = 0,3354 нм – межплоскостное расстояние d_{002} графита с упорядоченной кристаллической структурой; d_{002} – межплоскостное расстояние полученного пироуглерода [4].

Характеристики пироуглеродных покрытий во многом определяются структурой и состоянием поверхности используемых подложек. Пироуглеродные покрытия, выращенные на различных подложках при температуре пиролиза t = 950 °С, давлении паров гептана 40 Па и количестве подданного гептана 200 мл, были светло-серыми, блестящими (блестящий пироуглерод) или матовыми. Их толщины приведены в таблице.

Слои, выращенные на оптическом кварцевом стекле, сколах плавленого кварца, монокристаллах кварца,

Толщина углеродных пленок при температуре пиролиза 950 °С

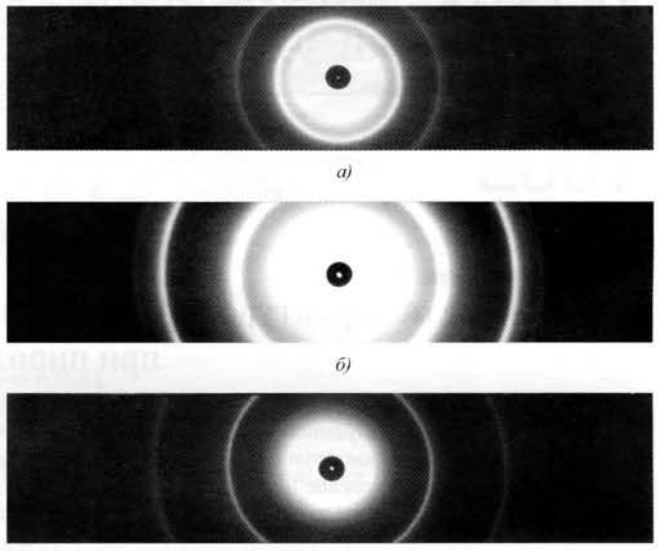
Подложка	Толщина, нм	Морфология слоев
Оптическое кварцевое стекло	90...95	Светло-серые
Скол плавленого кварца	89...97	
Скол монокристалла кварца	91...96	
Грань монокристалла кварца	90...95	
Грань монокристалла карбида кремния	90...97	
Скол рубина	90...98	
Полированная поверхность меди	91...98	
Спеченная керамика ЦМ-332	95...100	Матовые
Шлифованная поверхность:		Матовые
плавленого кварца	108...118	
монокристалла кварца	107...118	
рубина	110...120	

рубина, гранях монокристаллов кварца и карбида кремния, на полированной поверхности меди в зонах печи с температурой 850 °С, имели серый цвет и толщину 48...54 нм, а при температуре 750 °С – темный цвет и толщину 9...14 нм. На спеченной керамике ЦМ-332 и шлифованных поверхностях плавленого кварца, монокристалла кварца, рубина при t = 850 °С образовывались матовые слои толщиной 60...67 нм. Отделить матовые слои, выращенные при t = 750 °С, от этих подложек не удалось из-за распада на мелкие фрагменты при травлении. На полированной поверхности стали 20 слои, полученные при t = 750 °С, – сажисто-черные, а при t = 850 и 950 °С – более плотные, матовые, которые при травлении фрагментировались.

Различий в толщинах пленок пироуглерода, выращенных на подложках, расположенных вдоль потока паров гептана до зоны максимальной температуры печи и после нее, не обнаружено.

Как показали исследования, при использовании в качестве подложки оптического кварцевого стекла сначала образуются отдельные участки пироуглерода толщиной 2...3 нм, которые затем объединяются в сплошную пленку толщиной 4...5 нм.

Исследование структуры проводили в основном на пленках толщиной 35...45 нм, выращенных при t = = 750, 850 и 950 °С и давлении 40 Па, обеспечивающих высокое качество электронограмм и контраст изображения в электронном микроскопе.



а)

б)

в)

Рис. 1. Электронограммы пленок пироуглерода, выращенных на поверхности кварца при разных температурах пиролиза t, °С: *а* – 750; *б* – 850; *в* – 950

Пироуглерод, полученный на поверхностях сколов и граней кварца, рубина, карбида кремния и на полированной поверхности меди, имеет одинаковую кристаллическую структуру, зависящую от температуры пиролиза: относительная интенсивность дифракционных колец от одних и тех же кристаллографических плоскостей на электроннограммах различна (рис. 1). У пленок углерода, полученных при t = = 750 °С, наиболее высока интенсивность дифракционных колец от плоскостей (002). При повышении температуры пиролиза их интенсивность снижается. На электронограммах пленок углерода, полученных при t = 950 °С (рис. 1, *в*), кольца от плоскостей (002) отсутствуют, а интенсивность от плоскостей (100) и (110) возрастает, что свидетельствует о наличии пластинчатой текстуры, ось которой расположена перпендикулярно к поверхности пленки.

При наклоне пленок, выращенных при t = 750 °С, относительно оси пучка электронов изменений в дифракционной картине не происходит. У пленок, выращенных при t = 850 °С, выявляется текстура, но наряду с текстурированными кристаллитами в пленках имеются и беспорядочно ориентированные кристаллиты, что подтверждается наличием на электронограммах при перпендикулярном расположении пленок относительно пучка электронов слабых колец от плоскостей (00l).

Наклон пленок пироуглерода, выращенных при t = = 950 °С, на углы, превышающие 40...45° относительно пучка электронов, приводит к изменению дифракционной картины: появлению отражений от плоскостей (00l) в виде дужек, а дифракционные кольца от

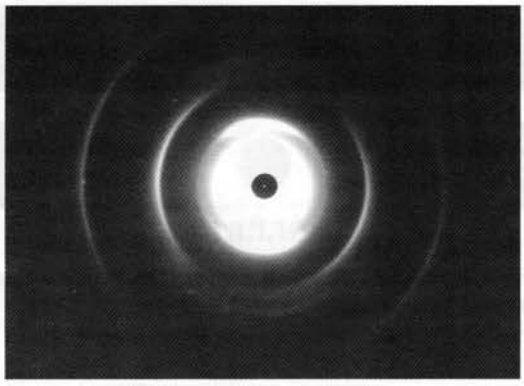


Рис. 2. Электронограмма выращенной при t = 950 °С текстурированной пленки пироуглерода, наклоненной к пучку электронов под углом 54°

других плоскостей также вырождаются в дужки (рис. 2). Это указывает на то, что плоскости (00l) в наноразмерных пленках пироуглерода, выращенных при t = 850 °С и, особенно, 950 °С, имеют преимущественную ориентацию параллельно плоскости подложки.

Как показали электронно-микроскопические исследования при увеличениях до ×80 000, пленки углерода при температуре пиролиза 750 °С состоят из частиц неправильной звездообразной формы размером 20...30 нм, растущих из отдельных центров (рис. 3). У пленок пироуглерода, полученных при 850 °С, наблюдаются как участки без видимой собственной микроструктуры, так и в виде звездообразных частиц, аналогичных по морфологии и размерам частицам в пленках при температуре пиролиза 750 °С. Пленки пироуглерода, выращенные при t = 950 °С, не имеют собственной видимой микроструктуры и хорошо воспроизводят рельеф поверхности подложки. Расчет электронограмм и их индицирование по кривым Холла [5] с учетом текстурированности показали, что пленки имеют гексагональную решетку, аналогичную решетке графита, но с различной степенью упорядочения.

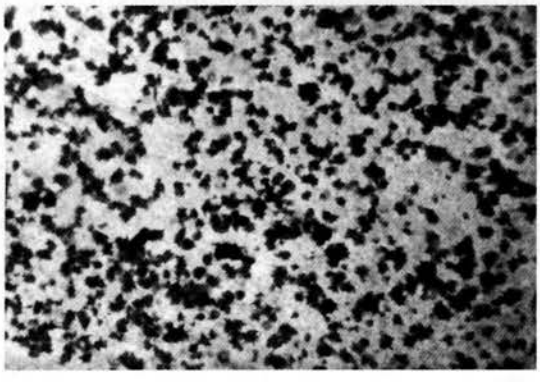


Рис. 3. Микроструктура (×60 000×2) пироуглеродной пленки, выращенной при t = 750 °С

Электронограммы пленок пироуглерода при перпендикулярном расположении к пучку электронов, выращенных при t = 850 °С на поверхности спеченной керамики ЦМ-332 и шлифованных поверхностях кварца, рубина, отличаются ростом интенсивности дифракционных колец от плоскостей (00l) и уменьшением интенсивности остальных линий, что связано с увеличением доли хаотично ориентированных частиц.

На электронограммах микропорошков Al_2O_3 и SiO_2, покрытых слоем пироуглерода при температуре пиролиза 950 °С, имеются дифракционные кольца, принадлежащие только пироуглероду, Al_2O_3 и SiO_2. Дополнительных фаз, вызванных восстановлением оксидов, не обнаружено.

С повышением давления в реакционном объеме печи от 13 до 66 Па увеличилась интенсивность дифракционных колец от плоскостей (002) и уменьшилась от плоскостей (110), что свидетельствует о росте доли хаотично расположенных частиц.

Толстые слои пироуглерода (до 300 нм) на поверхностях монокристалла кварца, керамики ЦМ-332 и полированной поверхности стали 20 выращивали при t = 850 °С и давлении паров гептана 6,65 Па. С обеих поверхностей пленки, механически отделенной от поверхности кварца, методом "на отражение" получали электронограммы, на которых со стороны подложки помимо линий от пироуглерода имелись дифракционные кольца кварца. По мере роста слоя наблюдалось уменьшение интенсивности дифракционных колец от плоскостей (101), что свидетельствует о снижении степени текстурированности пироуглерода.

На электронограммах, полученных с поверхности пироуглерода, выращенного на стали 20, кроме дифракционных колец, принадлежащих пироуглероду, присутствуют отражения от цементита Fe_3C. Металлографические исследования выявили науглероженность поверхности стали и иглы цементита в пленке пироуглерода, нарушающие ее сплошность.

Рентгенографические исследования показали, что пироуглерод, выращенный на кварце, рентгенографически аморфен, а у пироуглерода, полученного на поверхности керамики ЦМ-332, дифракционная линия (002) имеет два максимума (d_{002} = 0,3428 и d_{002} = = 0,3388 нм), а дифракционная линия от плоскостей (110) отсутствует (рис. 4). Два дифракционных максимума свидетельствуют о наличии двух типов кристаллитов, имеющих разную степень упорядоченности кристаллической решетки.

У пироуглерода, образовавшегося на подложке из стали 20, рентгеновские дифракционные линии от плоскостей (002) и (110) имеют по одному максимуму – соответственно d_{002} = 0,3378 и d_{100} =0,1230 нм (см. рис. 4), что свидетельствует о совершенстве кристаллической структуры.

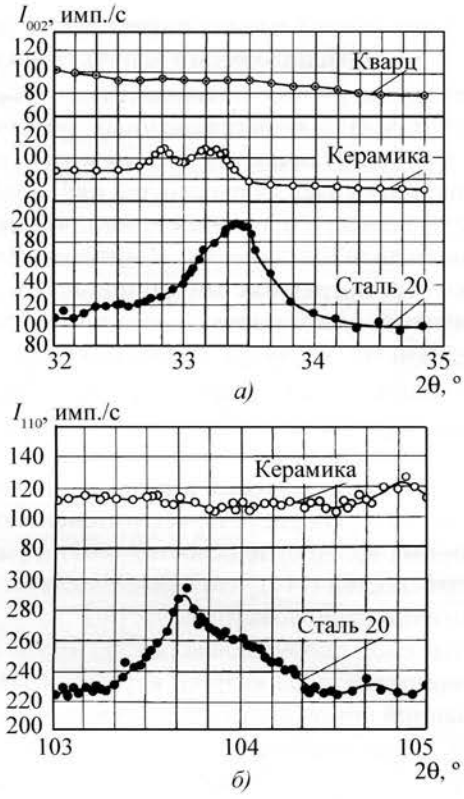


Рис. 4. Влияние материала подложки на интенсивность рентгеновских дифракционных линий:
а – (002); *б* – (110)

Дебаеграммы толстых пироуглеродных слоев (рис. 5) свидетельствуют о большей упорядоченности кристаллической структуры пироуглерода, выращенного на поверхности стали 20, чем на керамике ЦМ-332.

В тонких слоях пироуглерода (35...45 нм), выращенных при t = 750 °С на поверхности кварца, степень упорядоченности кристаллической решетки γ составляет 0,235; в слоях, полученных при t = 850 °С на гладких поверхностях SiO_2, Al_2O_3, SiC и полированной поверхности меди, γ изменяется в пределах от 0,08 до 0,116, а с повышением температуры до 950 °С γ уменьшается до нуля, т.е. расстояние между плоскостями (002) пироуглерода достигает 0,3440 нм. С ростом толщины слоя степень упорядоченности возрастает. Пироуглерод, выращенный при t = 850 °С на шлифованных поверхностях этих материалов, а также на микропорошках SiO_2, SiC и Al_2O_3, имеет $\gamma \approx 0{,}233$. Слои толщиной 300 нм, образовавшиеся на поверхности стали 20 при этой же температуре, имеют высокую степень упорядочения – $\gamma \approx 0{,}72$.

При увеличении межплоскостного расстояния d_{002} в тонких слоях пироуглерода по сравнению с упорядоченной структурой графита (до 0,3440 нм) происходит уменьшение d_{110} от 0,1227 до 0,1208 нм, что свидетельствует об увеличении сил межатомных связей в слоях (00l)

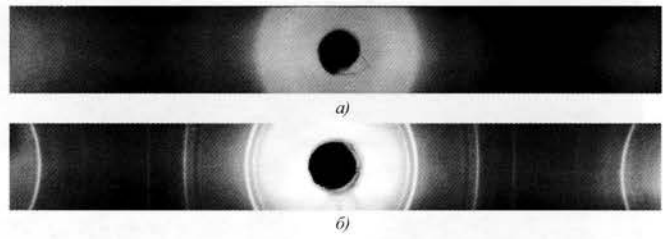


Рис. 5. Дебаеграммы толстых пироуглеродных слоев, выращенных на разных подложках:
а – керамика ЦМ-332; *б* – сталь 20

пироуглерода по сравнению с графитом. Связи между атомами углерода в плоскостях (00l) графита в сравнении с другими известными материалами являются наиболее сильными. Поскольку слои текстурированы и ось текстуры перпендикулярна к поверхности подложки, можно предположить, что пироуглерод должен превосходить графит по триботехническим свойствам при использовании его в качестве твердых смазок.

Анализ результатов исследований позволяет сделать следующие **выводы**:

1) микроструктура и кристаллическое строение наноразмерных пленок пироуглерода зависят, в первую очередь, от температуры пиролиза, давления паров углеводородов, толщины образующихся слоев, химической активности углерода к материалу подложки и микрорельефа ее поверхности. Каталитического влияния материала подложки на скорость роста пироуглерода не обнаружено;

2) кристаллическая структура слоев пироуглерода в зависимости от условий получения имеет решетку графита с разными степенями упорядоченности и текстурированности, связанными между собой. Текстура тонких слоев пироуглерода является текстурой зарождения, а не текстурой роста; степень текстурированности уменьшается с увеличением толщин пленок;

3) слоистое строение выращенного на поверхностях Al_2O_3, SiO_2, SiC и меди пироуглерода толщиной до 50 нм с высокой силой связи между атомами в слое и малой между слоями в сравнении с упорядоченной решеткой графита должны обеспечивать его более высокие триботехнические свойства как твердой смазки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Теснер П.А., Тимофеева И.М.** Получение газонепроницаемых графитовых изделий при термической обработке в атмосфере углеводородов // Хим. пром-сть. 1962. № 3. С. 52–56.

2. **Костиков В.И.** Композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов, армированных углеродными волокнами. М.: Интермет Инжиниринг, 2000. 445 с.

3. **Agar A.W.** The measurement of the thikness of the thin carbon films // British Jornal of Applied Physics. Vol. 8. 1961.

4. **Искусственный** графит / В.С. Островский, Ю.С. Виргильев, В.И. Костиков, Н.Н. Шипков. М.: Металлургия, 1986. 287 с.

5. **Гинье А.** Рентгенография кристаллов. М.: Госиздат, 1961. 600 с.

УДК 537.523.4

С.А. Пячин, В.Г. Заводинский, М.А. Пугачевский
(Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН, Хабаровск)

Перенос металлов с анода на катод при электроискровом воздействии*

Представлены результаты исследования механизмов формирования покрытия на катоде в области воздействия однократных электрических разрядов длительностью 0,05...0,80 мс, мощностью 0,5...1,0 кВт в воздухе. Установлено, что при неподвижных электродах в системе "острие (анод)–плоскость (катод)" во время разряда на катод переносится не более 2...3 % объема эродированного материала анода. Концентрация материала анода максимальна в центре области воздействия и плавно снижается по мере удаления от него. Количество осажденного на поверхности катода вещества возрастает с увеличением длительности разрядного импульса. Высказано предположение о том, что медь переносится преимущественно в виде капель, а вольфрам – в паровой фазе.

We present the mechanisms of formation of cathode coating study for single electric discharges of the 0,05...0,80 ms duration and the 0,5...1,0 kW power. It is shown that no more than 2...3 % of the eroded anode material is transferred from a sharp anode to a plane cathode during a discharge at fixed electrodes. Concentration of the anode material is maximal in the center of the discharge area and decreases gradually as removing from it. The quantity of the deposited material on the cathode surface increases together with increasing of the discharge impulse duration. We assume that copper is transferred mainly in the form of drops, but tungsten does it in a steam phase.

Введение

Для создания упрочняющих покрытий методом электроискрового легирования используется явление переноса материала анода на катод при многократном протекании низковольтных разрядов [1]. В большинстве случаев исследование этого процесса заключалось в измерении изменения массы электродов в ходе электроискровой обработки. Было установлено, что кинетические зависимости отличаются друг от друга при различных электрических параметрах разрядов, электродах, межэлектродных средах. Однако механизм формирования электроискровых покрытий изучен недостаточно подробно. Трудность исследований, проводимых в данной области, связана главным образом с многократностью и вытекающим из нее случайным характером воздействия, а также со сложностью контроля количества и места возникновения разрядов, с отсутствием аналитического описания механизмов формирования поверхностных слоев на металлах. В связи с этим представляет интерес детальное изучение процессов, протекающих при однократных электрических разрядах, с последующим переходом к многократному воздействию.

Обычно для исследования массопереноса вещества с анода на катод при электроискровой обработке используют гравиметрический метод. Массу вещества, перенесенного в течение одного разряда, установить с помощью этого метода сложно ввиду ее малой величины. Поэтому в данной работе для определения количества материала анода на поверхности катода после однократного разряда с различными энергетическо-временными параметрами исследовали химический состав катода. Также был изучен микрорельеф поверхности катода, что позволило выявить морфологические особенности распределения осажденного вещества.

Подобные исследования низковольтных разрядов ранее не проводились. При изучении одиночных разрядов анализировали в основном размеры и форму эрозионных лунок [2, 3], а микроструктуру, химический и фазовый составы поверхностных слоев образцов, подвергнутых электроискровому воздействию, определяли, как правило, для сплошных покрытий (см., например, [4, 5]).

Методика экспериментов

В качестве анодов использовали медные и вольфрамовые цилиндрические стержни с заточенным острием с малым углом конусности (10...15°) и радиусом вершины 2...3 мкм. Для уменьшения шероховатости поверхности после механической обработки стержней использовали электролитическое травление. Катодами служили медные, никелевые и молибденовые фольги толщиной 40...100 мкм. Эксперименты выполняли в воздушной среде на установке, разработанной в Институте материаловедения ХНЦ ДВО РАН [6], которая позволяет генерировать импульсы прямоугольной формы заданной длительности, а также регистрировать

*Работа выполнена при поддержке Президиума ДВО РАН (грант № 06-III-B-02-060).

значения тока и напряжения с помощью аналого-цифрового преобразователя, совмещенного с компьютером.

Длительность импульсов варьировали от 0,05 до 0,80 мс, мощность разрядов – от 0,5 до 1,0 кВт. Ток в режиме короткого замыкания составлял 60 А, во время электрического разряда – 10...40 А. При одинаковых условиях проведения экспериментов электрические параметры импульсов не зависели от материала электродов. Анод закрепляли перпендикулярно к горизонтальной поверхности катода таким образом, чтобы его острие касалось катода. Электрический разряд инициировался взрывным разрушением контактной области при прохождении импульса тока. При протекании разряда электроды были неподвижны, однако в результате эрозии анода расстояние между ними возрастало пропорционально $\sqrt[3]{\tau}$, где τ – время воздействия [7].

Микрорельеф поверхности образцов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO EVO 40 HV. Распределение металлов на поверхности катода исследовали методом рентгеноспектрального микроанализа на установке МАР-3. Концентрационные профили снимали в двух взаимноперпендикулярных направлениях, проходящих через центр области воздействия разряда. Диаметр электронного зонда составлял не более 5 мкм. Концентрацию рассчитывали как отношение интенсивностей линий характеристического рентгеновского излучения исследуемого металла и эталона с учетом поправки на поглощение.

Результаты исследования

В ходе проведенных экспериментов было установлено, что воздействие однократного электрического разряда приводит к возникновению на поверхности катода области, обладающей радиальной симметрией и имеющей вид соосного наложения колец с разной шероховатостью, вызванной плавлением основы и осаждением металла анода. Количество материала, перенесенного с анода на катод, максимально в центре области воздействия и по мере удаления от него снижается.

В качестве примера на рис. 1 показаны профили распределения меди на никелевой фольге при мощности разрядов 0,6 кВт (тонкие линии – аппроксимирующие кривые). В большинстве случаев для других пар металлов концентрационные кривые имеют аналогичный вид. При выборе аппроксимирующих кривых было установлено, что концентрационные профили наиболее точно описываются распределением Лоренца вида

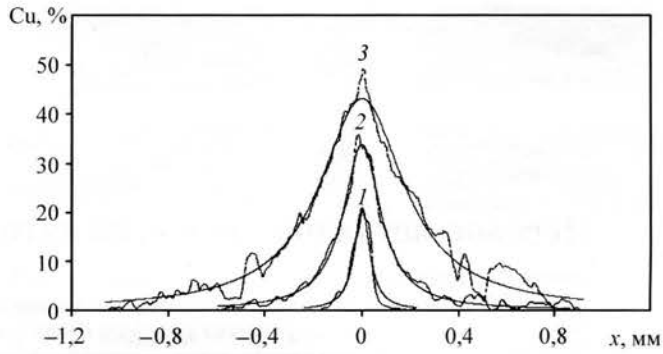


Рис. 1. Концентрационные профили меди на никелевой фольге при разной длительности импульса τ, мс:
1 – 0,1; *2* – 0,4; *3* – 0,8

$$f(x) = \frac{A}{\pi}\frac{\lambda}{\lambda^2 + x^2}.$$

Постоянные параметры A и λ уравнений аппроксимирующих кривых, изображенных на рис. 1, а также коэффициент детерминации R^2, показывающий степень приближения экспериментальных и рассчитанных данных, приведены в таблице.

Результаты обобщенного анализа кривых распределения для всех пар исследуемых материалов показаны на рис. 2. Областью осаждения считали те участки, на которых массовая концентрация металла анода C_m составляла более 1 %. По рис. 1 и 2 видно, что с ростом длительности импульса τ количество осажденного на катод вещества увеличивается и зависит от используемой пары электродов. Максимальная концентрация меди и вольфрама на молибденовой основе выше, чем на никелевой. Содержание меди на всех металлических фольгах в 2...5 раз больше, чем вольфрама, что объясняется более высокой эрозией медного анода в сравнении с вольфрамовым. Размеры области осаждения металла анода также увеличиваются с ростом длительности импульса, но их зависимость от материала электродов выражена более слабо. Для большинства случаев с увеличением мощ-

Параметры и коэффициент детерминации аппроксимирующих кривых

Длительность, мс	A	λ	R^2
0,1	2,5	0,038	0,95
0,4	10,1	0,095	0,99
0,8	28,9	0,213	0,97

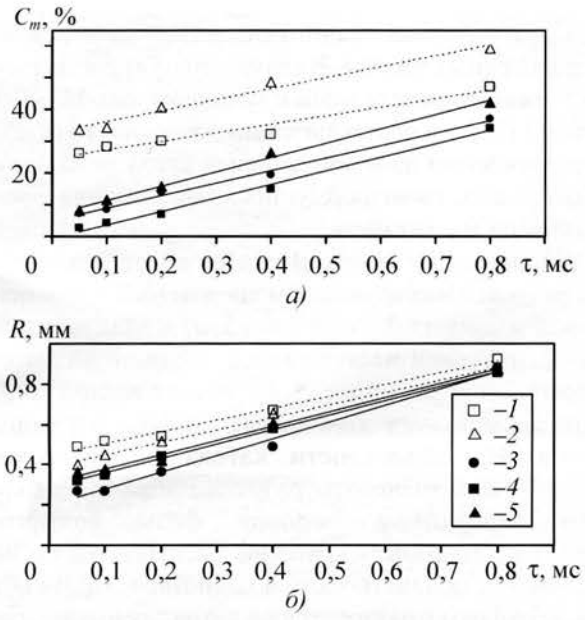


Рис. 2. Средние значения максимальной концентрации C_m в центре разряда (*а*) и радиуса *R* области осаждения металла анода (*б*) в зависимости от длительности импульса τ для разных пар электродов (анод–катод):
1 – Cu–Ni; *2* – Cu–Mo; *3* – W–Cu; *4* – W–Ni; *5* – W–Mo

ности импульса количество осажденного вещества незначительно уменьшается, что вызвано снижением коэффициента прилипания вследствие более высоких значений температуры основы и скорости распыления катода плазмой разряда.

Установлено, что микрорельеф поверхности катода в области воздействия разряда существенно различается в зависимости от материала электродов.

Cu (анод)–Cu (катод). После разряда на медном катоде отчетливо выявляется зона плавления с волнообразной поверхностью, образующейся за счет теплового расширения металла (рис. 3, *а*). В центре этой зоны наблюдается углубление, возникающее в начальный момент протекания импульса при взрыве контактной области электродов. При τ > 400 мкс такое углубление уже не наблюдается, что вызвано расплавлением металла. В зоне плавления образовавшиеся при остывании кристаллиты меди расположены упорядоченно, подобно кубической упаковке (рис. 3, *б*). Их размер увеличивается при удалении от центра разряда. Например, на расстоянии 200 мкм от центра разряда длительностью 0,8 мс и мощностью 0,76 кВт средний размер кристаллитов составляет 0,4 мкм, а на расстоянии 300 мкм – уже 0,7 мкм. На

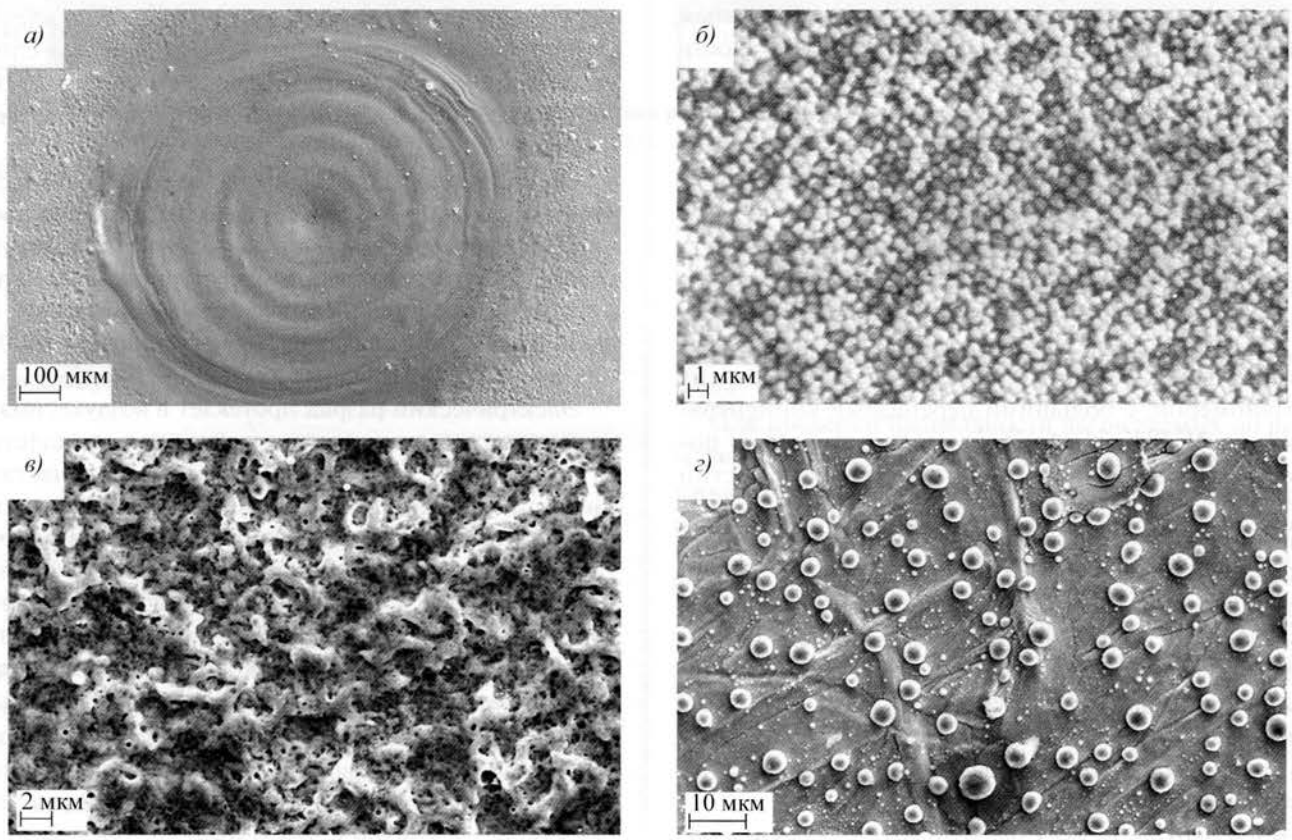


Рис. 3. Микрорельеф поверхности катода в области воздействия разряда с медным анодом:
а – Cu (катод), зона плавления; *б* – Cu (катод), на расстоянии 300 мкм от центра; *в* – Ni (катод), на расстоянии 100 мкм от центра разряда; *г* – Mo (катод), центр области воздействия

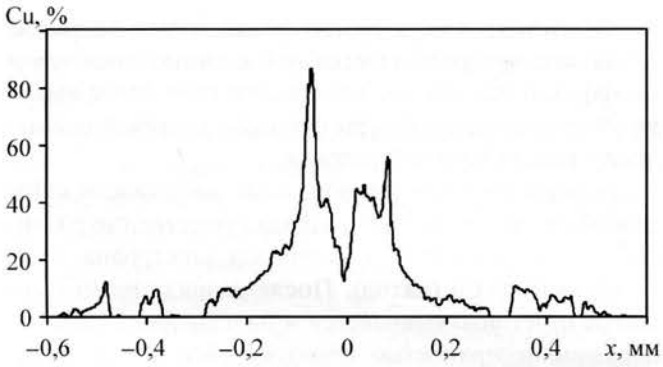


Рис. 4. Концентрационный профиль меди на молибдене после импульса длительностью 0,8 мс, мощностью 670 Вт

участках меди, лежащих вне зоны плавления, наблюдаются густо расположенные выступы из застывшего металла, вид которых подобен изображению на рис. 3, *в*. В выступах имеются поры, образовавшиеся в результате выброса паров из внутренних слоев катода. На поверхности большинства образцов на периферийных участках области воздействия разряда наблюдается "барьер" из столкнувшихся друг с другом и застывших капель расплавленного металла.

Cu (анод)–Ni (катод). На никеле под действием разряда образуется эрозионная лунка, окруженная каймой из выброшенного металла. Вся поверхность области воздействия внутри этой лунки и за ее пределами покрыта выступами с порами (см. рис. 3, *в*). При удалении от центра разряда поверхность никеля становится более гладкой. Как и на медном катоде, граница области воздействия отчетливо выявляется в форме барьера из застывших капель металла.

Cu (анод)–Mo (катод). После разряда на поверхности молибденового катода зона плавления не наблюдается, что связано с его высокой температурой плавления. Медь на молибденовом катоде распределена неравномерно, с большими перепадами концентрации (рис. 4). Это вызвано тем, что она покрывает поверхность молибдена в виде сферических частиц (рис. 3, *г*), диаметр которых лежит в широком диапазоне – от 0,05 до 10 мкм. Поверхностная плотность осажденного вещества и средний размер частиц уменьшаются с увеличением расстояния от центра разряда. Так, на расстоянии 0,3 мм диаметр частиц примерно в 5 раз меньше, чем в центре. При большом увеличении видно, что крупные частицы состоят из более мелких, размером порядка 100 нм. По-видимому, крупные объекты образовались в результате слияния частиц небольшого диаметра.

На поверхности всех исследуемых металлов в области воздействия разряда наблюдаются частицы меди с округлыми краями. Поскольку сплошной осажденный слой не был обнаружен, можно предположить, что материал медного анода переносится в виде расплавленных частиц. В случае полной растворимости и смачиваемости меди с металлом катода (медь и никель) [8], они растекаются по поверхности основы. При осаждении на молибденовый катод медные капли сохраняют свою форму, поскольку смачиваемость молибдена медью мала.

W (анод)–Cu (катод). В центре области воздействия разряда с вольфрамовым анодом на медной основе видны зона плавления (рис. 5, *а*) и зона интенсивного разрушения металла в виде эрозионной лунки с неровными краями (рис. 5, *б*). За счет теплового расширения металла в зоне плавления фольга деформируется. На поверхности катода на расстоянии 200...600 мкм от центра разряда наблюдается слой конденсированной паровой фазы вольфрама (рис. 5, *в*), плотность которого уменьшается по мере удаления от центра области воздействия. Таким образом, вольфрам переносится на катод преимущественно в паровой фазе.

W (анод)–Ni (катод). На никеле область воздействия разряда представляет собой оплавленную поверхность с густо расположенными порами круглой формы (рис. 5, *г*). Их максимальный диаметр достигает 5 мкм.

W (анод)–Mo (катод). На молибдене зона плавления не наблюдается. Поверхность покрыта слоем конденсированной фазы осажденного материала, который имеет более высокую сплошность, чем на меди и никеле.

Отсутствие зоны плавления на молибдене как в случае медного анода, так и в случае вольфрамового анода при применяемых параметрах разрядного импульса подтверждается расчетами температурного поля катода в области воздействия. Температура меди в центре области воздействия достигает значений порядка 1500 К, никеля – 2000 К, молибдена – 2600 К [9].

Электрический разряд протекает в воздухе, поэтому в поверхностных слоях катода могут присутствовать кислород и азот. Ввиду сложности количественного определения концентрации легких элементов методом рентгеноспектрального анализа ее рассчитывали как разность концентраций металлов анода и катода. Расчеты показали, что кривая распределения легких элементов повторяет форму профилей материала анода, но их массовая концентрация в поверхностных слоях металлических фольг во всех случаях не превышала 5 %.

Оценка объема перенесенного вещества

Для оценки количества материала, перенесенного с анода на катод, использовали результаты микрорентгеноспектрального анализа. Предполагая, что

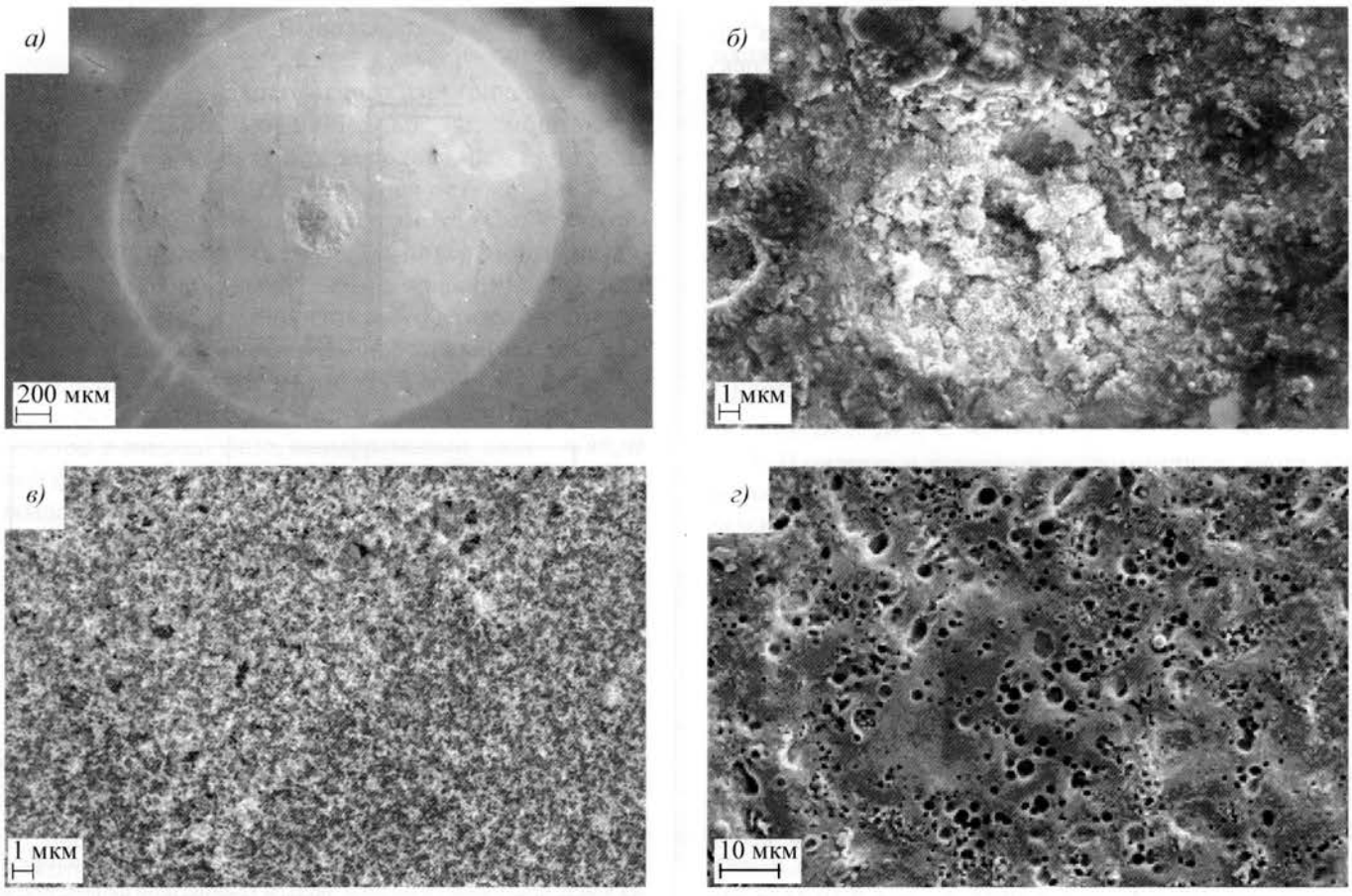


Рис. 5. Микрорельеф поверхности катода в области воздействия разряда с вольфрамовым анодом:
а – Cu (катод), общий вид области воздействия; *б* – Cu (катод), эрозионная лунка; *в* – Cu (катод), на расстоянии 300 мкм от центра разряда; *г* – Ni (катод), центр области воздействия

материал анода не растворяется в основном металле, объем осажденного вещества V_{oc} в случаях, когда распределение металлов имело симметричный характер относительно центра области воздействия, определяли по следующим формулам:

$$V_{oc} = 2\pi\int_0^R h_{oc}(r) r\,dr; \qquad h_{oc}(r) = \frac{h\rho_к C_m(r)}{\rho_а - (\rho_а - \rho_к) C_m(r)}, \tag{1}$$

где R – радиус области осаждения; h_{oc} – толщина осажденного слоя; h – глубина проникновения электронного луча; $\rho_а$, $\rho_к$ – плотности материалов анода и катода; $C_m(r)$ – массовая концентрация элемента анода на расстоянии r от центра разряда.

В случаях, когда распределение вещества было несимметрично, для определения объема V_{oc} использовали среднее значение концентраций металла анода на равном расстоянии от центра разряда. Вследствие того что ускоряющее напряжение микрозонда составляло 25 кВ, величину h принимали равной 1 мкм [10]. При расчетах не учитывали изменение плотности материала за счет образования оксидов и нитридов, поскольку концентрация легких элементов в поверхностных слоях катода незначительна.

Для проверки правильности вычисляемых по формулам (1) значений толщины осаждаемого слоя h_{oc} на никелевую и молибденовую фольгу была напылена медь методом термического испарения в вакууме. Фольга располагалась на определенном расстоянии от источника меди, что позволило получить сплошную тонкую пленку переменной толщины. Толщину осажденного слоя оценивали на основе закона сохранения массы с учетом геометрии распыления вещества:

$$h_{oc} = \frac{m}{4\pi\rho l^2}\sin\alpha, \tag{2}$$

где m – масса испаренного вещества; ρ – плотность меди; l – расстояние от анода до основы; α – угол наклона поверхности основы.

Концентрацию C_m меди в тонких пленках на поверхности фольг определяли методом рентгеноспектрального анализа, после чего строили градуировочные кривые $h_{ос}$ (C_m), позволяющие определить толщину пленки по известному значению концентрации осажденного металла. Как показали оценки, значения $h_{ос}$, определенные по выражениям (1) и (2), различаются не более чем на 20 %.

Расчеты объема осажденного металла показали, что значение $V_{ос}$ линейно увеличивается с ростом длительности электроискрового воздействия. Наиболее показательна эта зависимость, если представить ее как функцию от интеграла действия тока

$$J = \int_0^{\tau} i^2 dt,$$

где τ – длительность импульсов; i – мгновенное значение тока.

В этом случае значения объема осажденного металла, полученные при разных мощностях и длительностях, располагаются на одной прямой. Ранее авторами была установлена зависимость объема эродированного материала анода $V_{эр}$ от интеграла действия тока, которая также имеет линейный характер [7].

Для медного анода данные соотношения имеют следующий вид: $V_{ос} = 1{,}4 \cdot 10^{-4} J$, $V_{эр} = 6{,}7 \cdot 10^{-3} J$, а для вольфрамового анода $V_{ос} = 1{,}1 \cdot 10^{-4} J$, $V_{эр} = 3{,}5 \cdot 10^{-3} J$, где $V_{ос}$ и $V_{эр}$ – в мм^3; J – в А^2·с.

Сравнивая зависимости $V_{ос}$ и $V_{эр}$ от J для медного и вольфрамового анодов, можно отметить, что объем осажденного материала на катод составляет всего 2...3 % объема эродированного материала. Это позволяет предполагать, что основная масса испаренного материала анода распыляется в боковом направлении в межэлектродную среду.

Для подтверждения этой гипотезы был проведен следующий эксперимент. Медная фольга была изогнута П-образно (рис. 6, *а*). Вольфрамовый анод закрепляли так, чтобы его острие касалось центра нижней плоскости фольги, которая служила катодом. После прохождения разрядного импульса снимался концентрационный профиль вольфрама по линии, проходящей по боковым и нижней поверхностям фольги через центр области воздействия разряда (рис. 6, *б*). Как видно, количество материала, осажденного на боковых поверхностях фольги, в несколько раз больше, чем на нижней. Вероятно, материал анода равномерно разлетается во все стороны, поэтому большое различие между объемами $V_{ос}$ и $V_{эр}$ можно объяснить рассеиванием в воздушной среде основной массы металла анода, эродированного во время разряда.

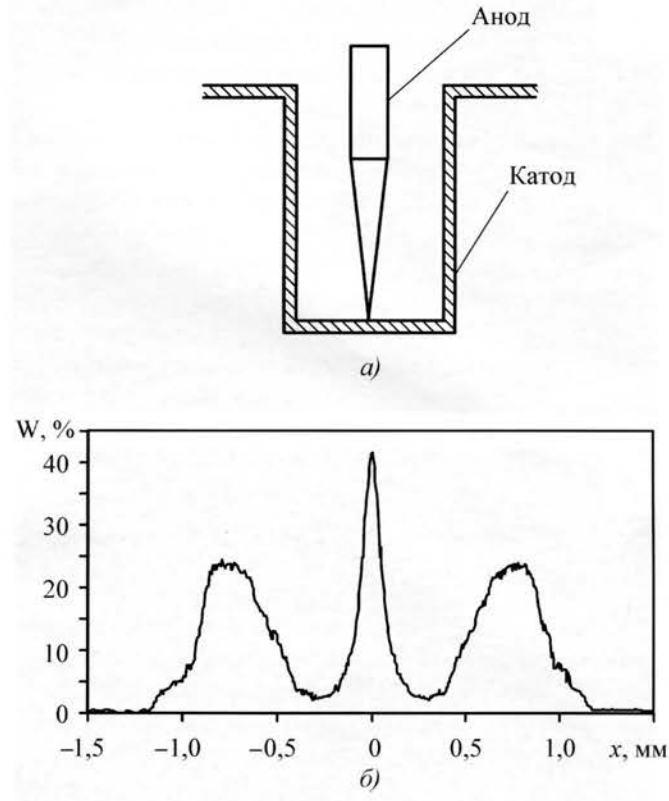


Рис. 6. Расположение электродов (*а*) и распределение вольфрама вдоль поверхности медной фольги П-образной формы после импульса длительностью 0,8 мс, мощностью 700 Вт (*б*)

Известно, что при электроискровом легировании коэффициент массопереноса, определяемый как отношение увеличения массы катода к убыли массы анода, может достигать 70...90 % [1]. Полученные авторами значения коэффициента массопереноса во много раз меньше. Это вызвано тем, что в данной работе при проведении экспериментов анод относительно катода был неподвижен, а в технологии нанесения электроискровых покрытий анод либо совершает колебания, либо вращается, соприкасаясь с поверхностью катода. Таким образом, можно утверждать, что **основным механизмом формирования покрытия на катоде при электроискровом легировании является перенос расплавленного под действием разряда металла анода при контакте электродов;** при этом вклад осаждения парожидкостной смеси, прошедшей через межэлектродный промежуток, незначителен.

Авторы выражают благодарность Н.В. Бердникову и И.А. Павлюкову (Хабаровский инновационно-аналитический центр коллективного пользования) за предоставленную возможность проведения электронно-микроскопических исследований.

Выводы

1. Во время низковольтного электрического разряда длительностью 0,05...0,80 мс, мощностью 0,5...1,0 кВт в воздухе при неподвижных электродах на катод (Cu, Ni, Mo) переносится не более 3 % объема эродированного материала анода (Cu, W). Концентрация материала анода на поверхности металла-катода максимальна в центре области воздействия разряда и растет с увеличением его длительности импульса. Диаметр области распространения осаждаемого вещества может достигать 2 мм.

2. Установлено, что медный анод эродирует в основном в жидкой фазе, вольфрамовый анод – в паровой фазе. Микрорельеф поверхности катода в области воздействия низковольтного разряда зависит от степени смачиваемости металлов электродов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Верхотуров А.Д.** Формирование поверхностного слоя при электроискровом легировании. Владивосток: Дальнаука, 1995. 323 с.

2. **Намитоков К.К.** Электроэрозионные явления. М.: Энергия, 1978. 456 с.

3. **Ставицкая Н.Б., Ставицкий Б.И.** Исследование форм и размеров эрозионных лунок, образованных на различных материалах искровыми разрядами // Электронная обработка материалов. 1980. № 1. С. 9–13.

4. **Исследование** кинетики формирования, структуры, состава и свойств электроискровых покрытий на титановом сплаве ОТ4–1 из модифицированных электродных материалов на основе TiC–ХН70Ю / Е.А. Левашов, А.Е. Кудряшов, Е.С. Мишина и др. // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2004. № 1. С. 68–77.

5. **Износо- и коррозионно-стойкие** электроискровые покрытия из эвтектических сплавов на стали 30ХГСА / В.Н. Гадалов, Ю.В. Болдырев, Е.В. Иванова и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 1. С. 22–25.

6. **Установка** для исследования электрических и оптических параметров импульсных искровых разрядов / С.А. Пячин, С.Н. Химухин, Б.Я. Маслов и др. // Измерительная техника. 2003. № 8. С. 45–49.

7. **Плавление** и испарение остроконечного анода при низковольтном разряде в воздухе / С.А. Пячин, М.А. Пугачевский, В.Г. Заводинский и др. // Теплофизика высоких температур. 2006. Т. 44. № 4. С. 627–630.

8. **Adhesive** interaction in W, Mo, Cr–Cu systems and structure of composite materials on these bases / N.D. Lesnik, R.V. Minakova, A.P. Kresanova, et al. // Proc. Int. Conf. High Temperature Capillarity. Poland, 1997. P. 277–283.

9. **Физико-химические** процессы в поверхностных слоях металлов при воздействии низковольтных разрядов / С.А. Пячин, М.А. Пугачевский, В.Г. Заводинский и др. // Вестн. ДВО РАН. 2006. № 6. Приложение. С. 93–100.

10. **Фельдман Л., Майер Д.** Основы анализа поверхности и тонких пленок. М.: Мир, 1989. 343 с.

УДК 539.375.6:621.785.5

М.У. Ахмедпашаев *(Дагестанский ГТУ)*

Карбидизация высоколегированных сталей для вырубных штампов

Описаны технология изготовления поверхностно упрочненных металлообрабатывающих инструментов из высоколегированных цементованных сталей. Установлены температура (1000 °С) и продолжительность (2...6 ч) карбидизации высоколегированных сталей для изготовления рабочих частей металлообрабатывающего инструмента. Разработаны рекомендации по термообработке: закалка при температуре 950...1100 и отпуск при 180...450 °С в зависимости от состава стали и условий эксплуатации инструмента.

The manufacturing techniques of case-hardened metalcutting tools from highalloy cemented steels are described. The temperature (1000 °C) and duration (2...6 hours) of carbidization of highalloy steels for production of working parts of metalcutting tools are established. Guidelines for heat treatment: hardening at temperature of 950...1100 and drawing at 180...450 °C depending on steel composition and external environment of tool are developed.

Одним из способов повышения стойкости холодно-штамповочного инструмента, испытывающего высокие ударные нагрузки, является диффузионная карбидизация стали [1].

Перспективность изготовления таких изделий с применением *химико-термической обработки* (ХТО) обусловлена рядом причин и прежде всего возможностью получения благоприятного комплекса механических свойств: сочетания прочной и пластичной сердцевины с твердым износостойким поверхностным диффузионным слоем. Однако широкого применения известные цементованные высокохромистые стали для изготовления металлообрабатывающего инструмента не нашли, поскольку

эти стали не предназначены специально для холодно-штамповочного инструмента, также с ограниченностью исследований в данной области. В связи с этим актуальны исследования, направленные на совершенствование технологии карбидизации высоколегированных сталей для металлообрабатывающих инструментов.

Для изготовления рабочих частей большинства вырубных штампов, работающих при значительных ударных нагрузках, рекомендуются стали 25Х7МТ и 25Х8М2ВФТ [2, 3]. При умеренных нагрузках можно использовать стали 25Х13М2ВФТ [4].

Выплавку сталей проводят в высокочастотных индукционных электродуговых или в вакуумных печах. Легирующие элементы (феррохром, ферромолибден, ферровольфрам) загружают в печь вместе с шихтой. В целях уменьшения угара феррованадий и ферротитан необходимо вводить в расплавленный металл за 5...10 мин до выпуска стали. В процессе плавки сталь следует раскислять ферросилицием, ферромарганцем, силикакальцием и др. Окончательное раскисление необходимо провести непосредственно в разливочном ковше. Затем из полученной отливки удаляют прибыльную часть и подвергают свободной ковке по конфигурации будущей заготовки.

Горячую обработку давлением проводят при температурах t = 1050...1100 °С. Температура окончания ковки должна быть не ниже 1050 °С. Поковки после обработки необходимо отжечь при 900...950 °С и охладить вместе с печью. Твердость после отжига должна составлять 1900...2300 МПа. Также изделия можно подвергать горячей штамповке при t = 950...1100 °С для придания ручью штампа формы, близкой к форме рабочих частей холодно-штамповочного инструмента.

Далее заготовку обрабатывают резанием для получения окончательной формы детали по чертежу.

До карбидизации изделия необходимо механически обработать с учетом припуска 100...150 мкм на отделочные операции, тщательно очистить поверхности от грязи и масла и обезжирить промывкой в бензине или другом растворителе.

Для цементации используют камерные и шахтные печи, обеспечивающие температуру 1000 °С. Возможно проведение карбидизации с использованием оборудования, применяемого для газовой цементации. При газовой цементации стали 25Х8М2ВФТ допускается использование заводской технологии, предназначенной для насыщения конструкционных легированных сталей. Для стали 25Х13М2ВФТ необходимо корректировать процесс прежде всего с точки зрения подбора оптимального состава насыщающей среды.

При проведении карбидизации в твердых карбюризаторах предпочтительно использовать смеси следующего состава: 88 % древесного угля и 12 % гидрокарбоната натрия ($NaHCO_3$), с тщательным перемешиванием просушенных и измельченных в порошок компонентов. Размер гранул порошка древесного угля должен быть 0,5...3,0 мм. Обезвоживание $NaHCO_3$ и просушивание карбюризатора проводят при температуре 180...200 °С в течение 1...2 ч. При повторном использовании смеси добавляют 15 % $NaHCO_3$ для насыщения или 75 % свежеприготовленного карбюризатора.

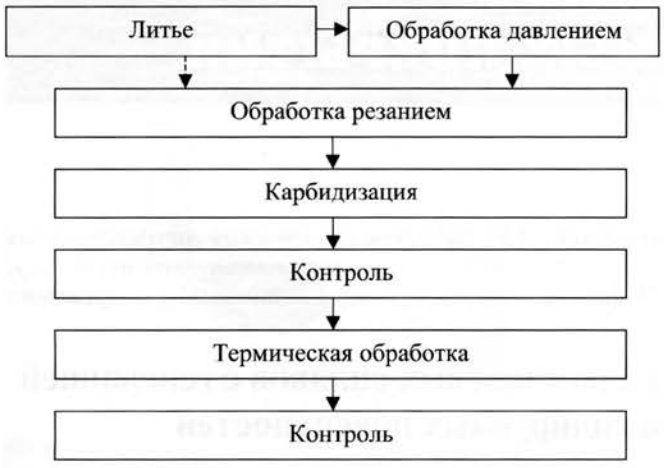
На дно контейнера насыпают слой карбюризатора толщиной 25...30 мм и уплотняют. После этого закладывают ряд изделий на расстоянии 15...20 мм друг от друга и от стенок контейнера, засыпают их сверху слоем карбюризатора 20...30 мм и уплотняют легким постукиванием молотка по стенке контейнера. Последовательно, ряд за рядом заполняют весь контейнер. Вместе с изделиями загружают два образца-свидетеля из той же марки стали для контроля толщины и качества карбидизированного слоя. Для создания плавкого затвора на контейнер укладывают лист асбеста, на который насыпают слой кварцевого песка (не менее 30 мм), поверх песка – слой борного ангидрида (B_2O_3) толщиной 10...15 мм. В случае отсутствия B_2O_3 его можно заменить борной кислотой, бутылочным стеклом или плавленой бурой. Контейнер необходимо герметизировать обмазкой из огнеупорной глины в смеси с песком.

Карбидизацию проводят при температуре 950...1000 °С. Контейнер следует загрузить в печь, затем нагреть до заданной температуры. Время выдержки τ после выхода печи на заданный температурный режим зависит от требуемой толщины диффузионного слоя h: при h = 300...400 мкм τ = 2 ч, при h = = 600...700 мкм τ = 4 ч, при h = 800...900 мкм τ = 6 ч.

После карбидизации контейнер охлаждают на спокойном воздухе. Разборку контейнера проводят при температуре не выше 100 °С.

Поверхность пуансонов и матриц после карбидизации должна быть светло- или темно-серой. Браковочными признаками являются трещины на карбидизированной поверхности, видимые невооруженным глазом.

Контроль толщины и качества карбидизированного слоя проводят металлографическим методом на образцах-свидетелях. Общая толщина диффузионного слоя равна кратчайшему расстоянию от поверхности насыщения до середины переходной зоны, а эффективная толщина диффузионного слоя – части общей толщины карбидизированного слоя, определяемой кратчайшим расстоянием от поверхности насыщения до начала этой зоны. При недостаточной толщине и насыщенности диффузионного слоя допускается повторная карбидизация рабочих частей



Технологическая схема производства холодно-штамповочного инструмента из высоколегированных сталей

штампов с их предварительной подготовкой поверхности (по технологии, указанной выше).

Закалку проводят при t = 950...1000 °С в масле или на воздухе [5]. Нагрев под закалку осуществляют в соляной ванне или в контейнере с засыпкой деталей отработанным карбюризатором. При использовании контейнеров небольших размеров после газовой цементации возможны закалка непосредственно с цементационного нагрева и последующий отпуск для получения заданной техническими условиями твердости. Разрыв между закалкой и отпуском не должен превышать 3...4 ч. Значения твердости карбидизированной стали 25Х8МВФТ от температуры отпуска приведены в таблице.

После термической обработки выполняют отделочные операции на заданный размер.

Технология производства холодно-штамповочного инструмента из сталей представлена на рисунке.

На основании изложенного можно сформулировать следующие **рекомендации по поверхностному упрочнению вырубных штампов из высоколегированных сталей**:

1) карбидизацию рабочих частей металлообрабатывающего инструмента следует осуществлять при температуре 1000 °С в течение 2...6 ч;

Влияние температуры отпуска на твердость карбидизированной стали 25Х8МВФТ

Температура отпуска, °С	Твердость HRC
200	63...64
250	62...63
300	61...62
350	60...61
400	59...60
450	58...59
500	56...57
550	55...56

2) термическая обработка указанных деталей включает закалку при температуре 950...1100 °С и отпуск при 180...450 °С в зависимости от состава стали и условий эксплуатации инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Переверзев В.М.** Диффузионная карбидизация стали. Воронеж: Изд. Воронежск. гос. ун-та, 1977. 92 с.

2. **А.с. 950791 СССР, МКИ³ С 22 С 38/28.** Цементуемая штамповая сталь / Л.Г. Ворошнин, М.У. Ахмедпашаев, М.Н. Мартынюк и др. (СССР). № 324135/22-02; заявл. 23.01.81; опубл. 15.08.82, Бюл. № 30. 4 с.

3. **А.с. 1175174 СССР, МКИ³ С 22 С 38/28.** Штамповая сталь / Л.Г. Ворошнин, М.У. Ахмедпашаев, А.Д. Агаев и др. (СССР). № 3673866/22-02; заявл. 09.11.83; опубл. 22.04.85, Гриф Т. 4 с.

4. **А.с. 996504 СССР, МКИ³ С 22 С 38/28.** Цементуемая сталь / Л.Г. Ворошнин, М.У. Ахмедпашаев, М. Н. Мартынюк и др. (СССР). № 3322989/22-02; заявл. 23.07.81; опубл. 15.02.83, Бюл. № 6. 4 с.

5. **Ахмедпашаев М.У.** Технология получения металлообрабатывающего инструмента из рационально легированных поверхностно упрочненных сталей // Материалы и технологии XXI века: сб. ст. IV Междунар. науч.-техн. конф. Пенза, 2006. С. 5–8.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Гаджиев А.А., Петрова Л.Г., Бекеев А.Х. Терморадиационное упрочнение полимерных покрытий.

О.Е. Чуфистов, Д.Е. Борисков *(Пензенская государственная технологическая академия),*
Е.А. Чуфистов *(Пензенский государственный университет)*

Микродуговое оксидирование деталей из алюминиевых сплавов с генерацией синглетного кислорода вблизи оксидируемых поверхностей

Разработан способ получения покрытий микродуговым оксидированием с генерацией синглетного кислорода вблизи оксидируемых поверхностей. Исследовано влияние генерации синглетного кислорода на структуру, фазовый состав и свойства покрытий. Установлено увеличение производительности оксидирования, а также толщины, твердости, износостойкости, напряжения пробоя и электрической прочности формируемых покрытий.

Is developed method of deposits formation by microarc oxidation with generation of singlet oxygen near by oxidized surfaces. Influence of generation of singlet oxygen on structure, phase composition and properties of deposits is investigated. Increase of oxidation productivity, and also increase of thickness, hardness, wear-resistance, disruption voltage and breakdown strength of formed deposits are established.

Микродуговое оксидирование (МДО) в растворах электролитов позволяет формировать на поверхностях деталей из алюминиевых сплавов оксидные покрытия с уникальным сочетанием показателей физико-механических свойств [1, 2]. Дальнейшее развитие техники требует увеличения производительности данного процесса и улучшения свойств покрытий. Для этого необходимо совершенствование традиционной технологии МДО.

МДО основано на взаимодействии кислорода, выделяющегося около поверхностей деталей из электролита, и алюминия приповерхностных слоев деталей. В связи с этим перспективен способ получения покрытий, при котором в процессе МДО осуществляется дополнительная подача охлажденного кислорода на оксидируемые поверхности. Это одновременно обеспечивает перемешивание, насыщение кислородом и снижение температуры электролита вблизи оксидируемых поверхностей деталей. При этом активизируется образование оксида и снижается интенсивность растворяющего действия электролита на данный оксид. В результате увеличивается скорость роста толщины покрытий, уменьшается их пористость, повышаются твердость и напряжение пробоя [3].

Дальнейшее повышение производительности МДО возможно посредством активации кислорода в зоне обработки за счет его перевода в электронно-возбужденное синглетное состояние, в котором у кислорода увеличивается окислительная способность [4, 5].

Устойчивое образование синглетного кислорода ($^1O_2$) основано на взаимодействии молекулярного кислорода и определенного фотосенсибилизатора, находящегося в возбужденном состоянии. Для возбуждения фотосенсибилизатора используется лазерное излучение:

$$C + h\nu \rightarrow {}^*C, \qquad (1)$$

где C и $^*C$ – молекула фотосенсибилизатора соответственно в исходном и возбужденном состоянии;

$h\nu$ – энергия кванта лазерного излучения.

Возбужденная молекула фотосенсибилизатора взаимодействует с молекулярным кислородом, обеспечивая его перевод в синглетное состояние [4]:

$$^*C + O_2 \rightarrow C + {}^1O_2. \qquad (2)$$

В целях выработки обоснованных рекомендаций по увеличению производительности МДО и повышению показателей физико-механических свойств формируемых покрытий за счет генерации $^1O_2$ проведены комплексные исследования.

В процессе исследований использовали цилиндрические образцы из алюминия АД0, его сплавов АМг3 и Д16. Оксидирование продолжительностью 10...90 мин проводили в растворе борной кислоты (20 г/л) и едкого кали (5 г/л) при температуре 5...45 °С и анодной плотности тока 30 А/дм^2. Кислород, имеющий температуру 10 °С, подавали на образцы по нормалям к оксидируемым цилиндрическим поверхно-

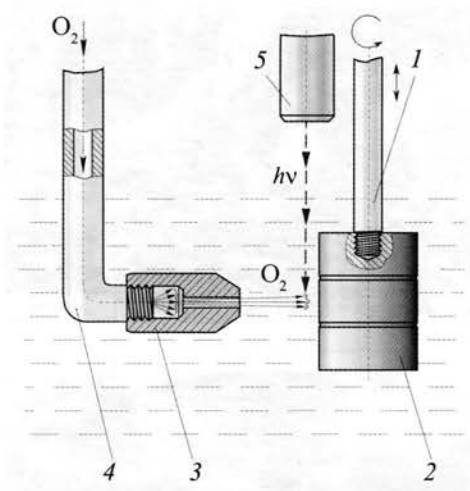


Рис. 1. Схема обработки образцов:
1 – вал привода; *2* – оксидируемый образец; *3* – жиклер; *4* – трубопровод; *5* – источник лазерного излучения

стям через жиклеры с калиброванными отверстиями диаметром 1,0 мм согласно схеме, приведенной на рис. 1. Для равномерного распределения кислорода по оксидируемым поверхностям образцам сообщали поступательное и вращательное движение с помощью приводного механизма, на выходном валу которого закрепляли образцы. В качестве фотосенсибилизатора $^1O_2$ использовали метиленовый голубой, изменяя его концентрацию в растворе электролита в интервале 0,2...1,1 г/л. Для возбуждения метиленового голубого применяли точечный источник лазерного излучения "Квант" (Cs-лазер) мощностью 2,0 кВт, устанавливая его так, чтобы лазерное излучение воздействовало на выходящую из отверстия жиклера струю кислорода на расстоянии 1...2 мм от оксидируемой поверхности.

Обработку образцов проводили тремя способами: способ 1 – МДО по традиционной технологии [1, 2]; способ 2 – МДО с подачей молекулярного кислорода на оксидируемые поверхности [3]; способ 3 – МДО с генерацией $^1O_2$ вблизи оксидируемой поверхности.

Микроструктуру формируемых покрытий исследовали с помощью оптического микроскопа МИМ-8 и растровых электронных микроскопов JSM-T330, JSM-7700F, JCXA-733 с использованием систем цифровой обработки изображения. Фазовый состав покрытий изучали с помощью дифрактометров ДРОН-3М и ДРОН-4 с применением изданий JCPDS. Микротвердость и напряжение пробоя покрытий измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3М и пробойной установки УПУ-1 соответственно. Износостойкость покрытий определяли по результатам испытаний на трение и изнашивание по схеме вал–втулка на машине трения УМТ-1, в которую были внесены конструктивные изменения.

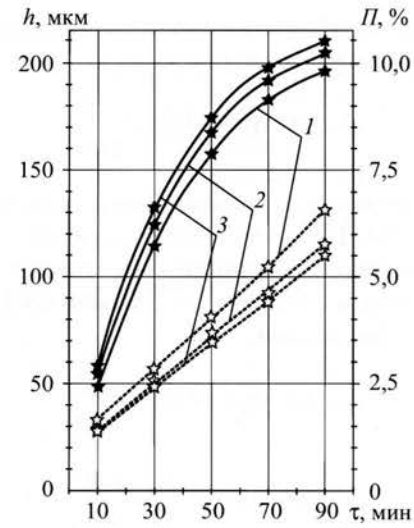


Рис. 2. Зависимости толщины *h* (сплошные линии) и пористости *П* (штриховые линии) покрытии на сплаве АД0 от времени обработки τ способами 1 (*1*), 2 (*2*), 3 (*3*)

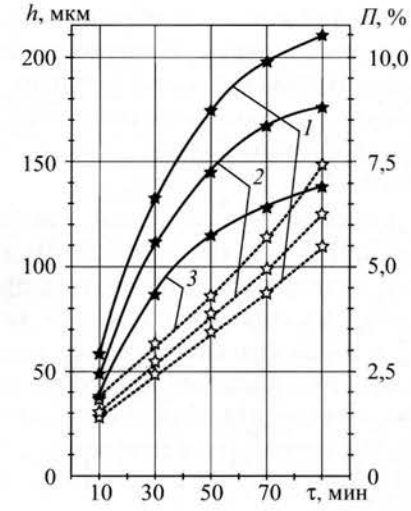


Рис. 3. Зависимости толщины *h* (сплошные линии) и пористости *П* (штриховые линии) покрытии на сплавах АД0 (*1*), АМг3 (*2*) и Д16 (*3*) от времени обработки τ способом 3

Микроструктурными исследованиями установлены закономерности изменения толщины и пористости покрытий. На рис. 2 и 3 приведены типичные зависимости толщины и пористости покрытий от времени обработки при средней температуре электролита 15 °С. Графики показывают, что способ 3 обеспечивает получение на алюминии АД0 покрытий с повышенной толщиной и пониженной пористостью. При этом на АД0 получаются более толстые и менее пористые покрытия, чем на сплавах АМг3 и Д16.

Ранее было выявлено [6], что зависимость толщины покрытия *h* (мкм) от температуры электролита *t*

(°С) и времени обработки τ (мин) способом 1 можно представить в следующем виде:

$$h = k(1-0{,}9755^{\tau})\left(1-\frac{t-5}{250}\right), \qquad (3)$$

где k – эмпирический коэффициент (для АД0, АМг3 и Д16 k = 230, 195 и 150 соответственно).

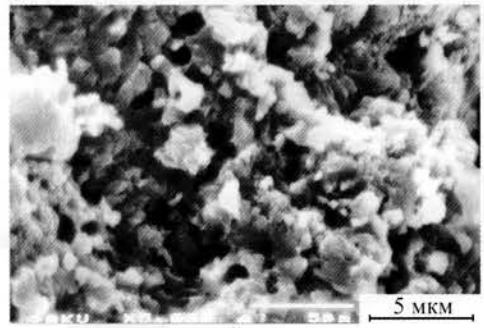
Исследованиями установлено, что аналогичные зависимости для способов 2 и 3 можно соответственно описать формулами

$$h = k(1-0{,}9725^{\tau})\left(1-\frac{t-5}{325}\right); \qquad (4)$$

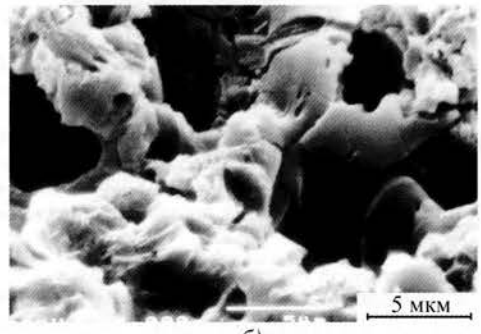
$$h = k(1-0{,}9705^{\tau})\left(1-\frac{t-5}{325}\right). \qquad (5)$$

Примем в качестве показателя производительности отношение толщины формируемого покрытия к длительности обработки. Тогда отношение значений производительности разных способов равно отношению значений длительности обработки, обеспечивающих получение покрытий равной толщины при соответствующих способах. Следовательно, при средней температуре электролита в ванне t = 15 °С производительность способа 2 выше, чем способа 1 на (ln 0,9725/ln 0,9755 – 1)·100 = 12,4 %, а производительность способа 3 выше, чем способа 1 на (ln 0,9705/ln 0,9755 – 1)·100 = 20,7 %. При повышении средней температуры электролита производительность всех трех способов снижается. Однако для способов 2 и 3 она снижается менее заметно, поскольку подача охлажденного кислорода предотвращает нагрев электролита вблизи оксидируемых поверхностей, что препятствует повышению интенсивности его растворяющего действия на формируемое покрытие.

Как показали фрактографические исследования, для всех формируемых покрытий характерны постепенное увеличение размеров зерен и снижение доли транскристаллитных разрушений в направлении от границы с металлом к наружной поверхности. При этом около границы с металлом размеры зерен покрытий, формируемых тремя рассматриваемыми способами при разных значениях температуры электролита и времени обработки, не имеют существенных различий и составляют 0,5...1,5 мкм. Около наружной поверхности у покрытий, полученных способом 1, образуются зерна большего размера, чем у покрытий, полученных способами 2 и 3, причем при высоких значениях температуры электролита и времени обработки образуются укрупненные зерна с размерами, достигающими 3...4 мкм. На рис. 4 показаны типичные фрагменты микрофрактограмм покрытий, сформированных способом 1 на АД0 при температуре электролита 15 °С за 90 мин.



а)



б)

Рис. 4. Фрагменты микрофрактограмм покрытий:
а – около границы с металлом; *б* – около границы с наружной поверхностью

Количественными рентгенофазовыми исследованиями, проведенными по методике, обеспечивающей погрешность не более 3 % [7], установлены закономерности изменения фазового состава покрытий. На рис. 5 приведены диаграммы, отображающие фазовый состав покрытий, сформированных на АД0 при t = 15 °С. Диаграммы показывают, что способ 3 обеспечивает получение покрытий с максимальным содержанием фаз кристаллического оксида алюминия. Содержание данных фаз в покрытиях, формируемых на АМг3 и Д16, в среднем ниже на 15 и 30 % соответственно. При этом в покрытиях с более высоким общим содержанием кристаллического оксида алюминия наблюдается повышенное содержание более твердой высокотемпературной модификации α-Al_2O_3 и пониженное содержание менее твердой низкотемпературной модификации γ-Al_2O_3.

Данные исследований микроструктуры и фазового состава покрытий подтверждаются статистическими результатами определения их твердости, износостойкости, напряжения пробоя и электрической прочности. В таблице приведены средние значения этих показателей свойств покрытий, сформированных на алюминии и его сплавах при t = 15 °С, τ = 90 мин.

Значения показателей свойств покрытий

Материал детали	Способ	Толщина, мкм	Твердость, ГПа	Линейный износ, мкм	Напряжение пробоя, В	Электрическая прочность, В/мкм
АД0	1	204,25	23,41...17,20	19,72	2904,19	14,22
	2	211,64	23,64...18,55	18,17	3061,06	14,46
	3	215,54	23,76...19,35	17,35	3170,59	14,71
АМг3	1	174,32	20,45...15,60	24,55	2391,47	13,72
	2	178,08	20,59...16,45	23,47	2495,71	14,01
	3	181,21	20,73...17,30	22,97	2574,96	14,21
Д16	1	133,47	16,09...12,45	32,14	1681,70	12,60
	2	137,44	16,22...13,10	29,51	1769,24	12,87
	3	139,55	16,29...13,65	28,03	1829,18	13,11

Указанные диапазоны значений микротвердости установлены измерениями в зонах, удаленных примерно на 15 мкм от наружной поверхности покрытия и от его границы с металлом. При этом выявлено снижение микротвердости в направлении от границы с металлом к наружной поверхности. Важно отметить, что микротвердость покрытий, полученных на одинаковых материалах разными способами, имеет близкие значения около границы с металлом и существенно различающиеся значения около наружной поверхности. При этом максимальные значения микротвердости покрытий достигаются способом 3, что согласуется с пониженной пористостью и повышенным содержанием твердого кристаллического оксида алюминия.

Приведенные в таблице значения линейного износа соответствуют испытаниям на трение и изнашивание в течение 30 мин в условиях сухого абразивного трения. Износ покрытий, полученных способом 3, меньше износа покрытий, полученных способами 1 и 2. При этом покрытия, формируемые на АД0, имеют более низкую интенсивность изнашивания, чем покрытия на АМг3 и Д16. Эти данные согласуются с результатами исследования микроструктуры и фазового состава. Более высокая износостойкость одновременно обусловливается повышенным содержанием твердых фаз, пониженной пористостью, меньшим размером зерен и более развитой межзеренной связью.

Напряжение пробоя покрытий, сформированных способом 3, также имеет повышенные значения, причем их электрическая прочность, представляющая собой среднюю напряженность электрического поля, при которой происходит пробой покрытия, также является наиболее высокой. Следовательно, более высокие значения напряжения пробоя покрытий, формируемых способом 3, обеспечиваются не только их

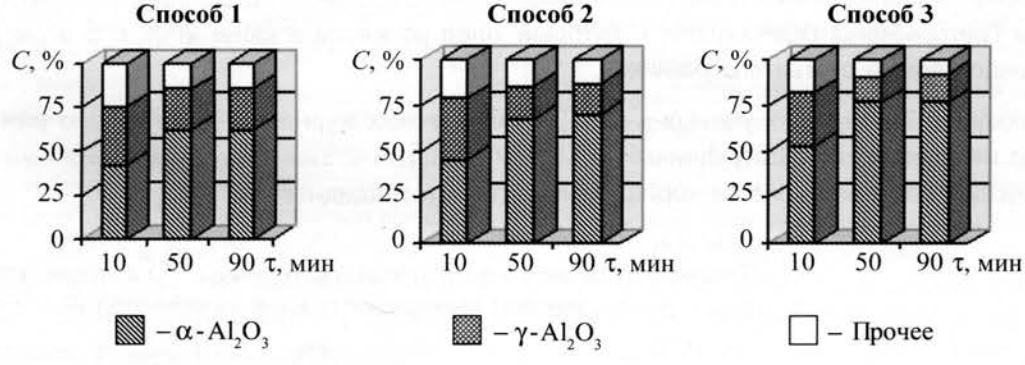


Рис. 5. Фазовый состав формируемых покрытий

повышенной толщиной, но и особенностями микроструктуры, что согласуется с пониженной пористостью данных покрытий.

Установленным фактам можно дать следующее объяснение. Генерация $^1O_2$ вблизи поверхностей деталей на начальной стадии оксидирования вызывает интенсивное окисление алюминия с ускоренным формированием покрытий повышенной толщины с пониженной пористостью. При увеличении длительности оксидирования возникают пробои покрытия. В каналах пробоев происходит ускоренное взаимодействие алюминия и кислорода, в том числе синглетного, в результате чего обеспечивается форсированное избыточное восстановление оксида на месте пробоя. При этом вследствие повышенной толщины и пониженной пористости покрытий пробои происходят при большей разности потенциалов, поэтому в каналах пробоя выделяется большее количество концентрированной энергии, обеспечивающее устойчивое образование наиболее твердой высокотемпературной модификации α-Al_2O_3. В свою очередь, повышенная толщина, пониженная пористость и повышенное содержание твердых фаз обеспечивают более высокие физико-механические свойства покрытий.

МДО с генерацией синглетного кислорода прошло успешную апробацию в производственной практике при обработке деталей изделий широкой номенклатуры, позволив сократить длительность технологических процессов, снизить себестоимость и расширить функциональные возможности изделий. При этом была показана эффективность применения данного подхода для обработки деталей из сплавов титана, циркония и других металлов.

Взаимоподтверждающие результаты исследований указывают на то, что **генерация синглетного кислорода является резервом увеличения производительности МДО и улучшения физико-механических свойств покрытий на сплавах алюминия и других металлов.**

По разработке подана заявка на получение патента РФ на изобретение.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Технология** получения покрытий различного функционального назначения микродуговым оксидированием / Э.С. Атрощенко, И.А. Казанцев, О.Е. Чуфистов и др. // Практика противокоррозионной защиты. 1999. № 3 (13). С. 32–39.

2. **Формирование** структуры и свойств покрытий, получаемых микродуговым оксидированием, на изделиях из алюминиевых сплавов / Э.С. Атрощенко, О.Е. Чуфистов, И.А. Казанцев и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. № 10. С. 34–38.

3. **Заявка 2006138243 РФ**. Способ получения покрытий / О.Е. Чуфистов, С.Б. Демин, Е.А. Чуфистов. Заявл. 30.10.06.

4. **Титце Л., Айхер Т.** Препаративная органическая химия: реакции и синтезы в практикуме органической химии и научно-исследовательской лаборатории: пер. с нем. М.: Мир, 1999. 704 с.

5. **Джилкрист Т.** Химия гетероциклических соединений: пер. с англ. М.: Мир, 1996. 464 с.

6. **Чуфистов О.Е.** Изменение геометрических размеров изделий из алюминиевых сплавов в процессе обработки анодным оксидированием // Практика противокоррозионной защиты. 2006. № 3 (41). С. 49–53.

7. **О рентгенодифрактометрическом** исследовании тонкой структуры поликристаллов / О.К. Колеров, В.Г. Скрябин, М.Ф. Калышенко и др. // Заводская лаборатория. 1985. № 9. С. 46–48.

Уважаемые коллеги!

Первый номер журнала "Упрочняющие технологии и покрытия" за 2008 г. будет полностью посвящен памяти известного ученого-металловеда, одного из старейших преподавателей Белорусского национального технического университета, профессора, доктора технических наук Леонида Григорьевича ВОРОШНИНА, который ушел из жизни в июне 2006 г. В этом номере будут представлены статьи его учеников.

Публикации белорусских ученых в российских научных журналах чрезвычайно важны для развития международного сотрудничества между университетами и научными школами России и Белоруссии, которое является хорошей многолетней традицией.

Проректор по научной и производственной деятельности БНТУ
доктор технических наук, профессор Ф.А. Романюк

УДК 623.3.032.5

М.З. Нафиков *(Башкирский государственный аграрный университет)*

Электроконтактная наплавка – эффективный способ восстановления валов

Рассмотрены практические вопросы восстановления изношенных валов электроконтактной наплавкой проволокой. Предложены способ контроля качества сварки по деформации проволоки, способ защиты шпоночных пазов вставками с режущими кромками, способ наплавки с уменьшенным шагом, способы защиты электрода от износа.

Practical questions of restoration of the worn out shaft electrocontact building-up by a wire are considered. The way of quality assurance of welding on deformations of a wire, a way of protection keygrooves by inserts with cutting edges, a way of building-up with the reduced step, ways of protection of an electrode from wear.

К числу прогрессивных и ресурсосберегающих можно отнести электроконтактные способы восстановления изношенных валов. Эти способы, основанные на методах шовной сварки, выгодно отличаются от электродуговых методов восстановления невысокой температурой нагрева детали, отсутствием выгорания легирующих элементов, минимальными припусками на последующую обработку наплавленного металла и др. Присадочный материал в виде стальной проволоки удобен, доступен и недорог. Наплавка валов производится по винтовой линии; проволока, сматываясь с бухты или кассеты, автоматически затягивается в зону формирования соединения, что позволяет наплавлять шейки валов любой ширины. Предварительной подготовки или раскроя для этого вида присадочного материала не требуется.

При восстановлении валов сельскохозяйственной техники присадочный материал в виде стальной проволоки применяется реже, чем ленты и металлические порошки, что объясняется рядом причин.

1. В настоящее время отсутствует промышленный выпуск специализированного оборудования для *электроконтактной наплавки* (ЭКН) стальными проволоками. Выпускавшиеся до недавнего времени установки электроконтактной наплавки конструкции ГОСНИТИ и ВНПО "Ремдеталь" предназначены прежде всего для наплавки стальных лент и неудобны при наплавке проволок.

2. Особенностью рассматриваемого способа является то, что соединение покрытия с основой формируется в твердой фазе, когда качество сварного соединения зависит от технологических режимов процесса, состояния поверхностей вала и проволоки и т.д., а возможный при ЭКН брак в виде непровара выявляется только на стадии механической обработки или при эксплуатации детали. Отсутствуют простые и удобные способы контроля качества восстановления, точности настойки наплавочной установки, реализуемые непосредственно на рабочем месте.

3. Как и при любом виде наплавки по винтовой линии, структура формируемого ЭКН покрытия является неоднородной (пятнистой), что отрицательно сказывается на сопротивлении усталости восстанавливаемых валов.

4. Недостатком рассматриваемого способа восстановления является низкая стойкость инструмента – ролика-электрода. Из-за многократного температурного и силового воздействия на рабочей поверхности инструмента в месте контакта с присадочной проволокой образуется кольцевая канавка износа, что отрицательно сказывается на деформации проволоки, а следовательно, на качестве сварного соединения.

Автором предложен ряд технических решений, позволяющих устранить или уменьшить недостатки рассматриваемого технологического процесса.

Формирование металлопокрытия при электроконтактной наплавке происходит без оплавления присадочной проволоки. Здесь, как и при любом виде сварки давлением, качество (прочность) сварного соединения определяется интенсивностью деформационных процессов, происходящих в первую очередь в зоне стыка основного и присадочного металлов, поэтому из трех составляющих наибольший интерес вызывает осевая составляющая деформации присадочной проволоки.

При прохождении импульса тока проволока разогревается до пластического состояния и осаживается. При осадке часть присадочного металла выдавливается из-под инструмента в направлении, обратном направлению затягивания проволоки. Длина валика наплавленного металла оказывается существенно (на 20...50 % в зависимости от режима наплавки) больше длины затраченной проволоки. Относительное движение разогретого до пластического состояния присадочного металла по поверхности восстанавливае-

мого вала, происходящее под значительным усилием наплавляющего ролика, приводит к дроблению, разрушению и выносу плотных оксидных пленок, являющихся главным препятствием для образования прочных химических связей контактирующих поверхностей.

Теоретические предположения автора о наличии связи между прочностью сварного соединения и осевой деформацией присадочной проволоки получили экспериментальное подтверждение, а для случая применения углеродистых материалов установлена зависимость

$$\frac{\sigma}{\sigma_{max}} = 3{,}28\frac{L_в - L_{пр}}{L_{пр}} - 0{,}549,$$

где σ – прочность сцепления металлопокрытия с основой вала;

σ_{max} – максимально возможная прочность, равная прочности основного металла;

$L_в$ – длина валика наплавленного металла;

$L_{пр}$ – длина проволоки, затраченной на формирование валика.

Разработанный способ определения качества сварного соединения [1], основанный на измерении длин затраченной проволоки и наплавленного валика, прост и удобен. Его может применять оператор непосредственно на рабочем месте.

Значительные трудности вызывает восстановление цилиндрических поверхностей, имеющих шпоночные пазы, кольцевые канавки, отверстия масляных каналов и т.п.

Изношенные или поврежденные шпоночные пазы перед наплавкой заплавляют дуговой сваркой, а после наплавки фрезеруют заново. При этом твердость металлопокрытия должна быть невысокой, что обеспечивается подбором марки проволоки.

Неизношенные шпоночные пазы рекомендуется защищать, устанавливая в них заподлицо с восстанавливаемой поверхностью защитные вставки, изготовленные из меди, графита и т.д. После наплавки такие вставки оказываются частично или полностью заплавленными и их достаточно трудно отыскать и извлечь из паза.

Авторы [2] предлагают при электроконтактной наплавке проволок и напекании металлических порошков защищать шпоночные пазы вставками с верхними режущими кромками. При установке в шпоночный паз вала такой защитной вставки подбором регулировочной прокладки добиваются, чтобы режущие кромки вставки располагались заподлицо с его восстанавливаемой поверхностью (рис. 1). После наплавки вставка оказывается частично заплавленной металлопокрытием. Поверх вставки на вал накладывают матрицу, через сквозные центрирующие отверстия которой пропускаются винтовые хвостовики тяг. При ввинчивании тяг в резьбовые отверстия вставок последние поднимаются вверх. При этом слой металлопокрытия по периметру шпоночного паза перерезается режущими кромками вставки и матрицы. Для изготовления защитной вставки и матрицы рекомендуется применять быстрорежущие стали Р9, Р18.

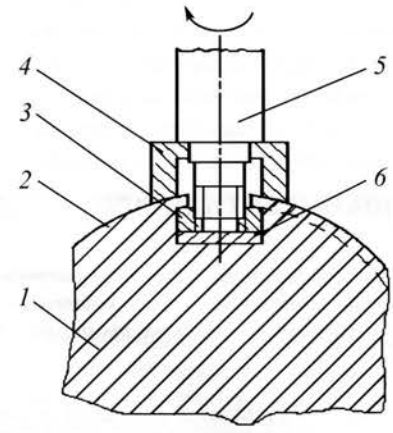


Рис. 1. Схема защиты шпоночного вала:
1 – шейка вала; *2* – наплавляемый слой; *3* – защитная вставка; *4* – матрица; *5* – винтовая тяга; *6* – регулировочная прокладка

Можно также использовать защитные вставки П-образного поперечного сечения с механически обработанными режущими кромками полок (рис. 2). Под вставку устанавливается регулировочная прокладка, обеспечивающая расположение режущих кромок защитной вставки по уровню наплавляемого слоя металлопокрытия. Верхние режущие кромки перерезают валики присадочного (наплавляемого) металла, находящегося в пластическом состоянии, по одному.

При наплавке валов сельскохозяйственной техники присадочной проволокой диаметром 1,6...2,2 мм

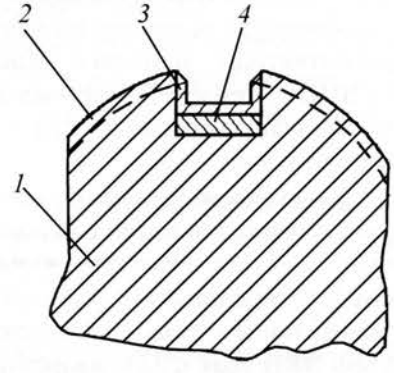


Рис. 2. Схема защиты шпоночного паза П-образной вставкой:
1 – шейка вала; *2* – наплавленный слой; *3* – защитная вставка; *4* – регулировочная прокладка

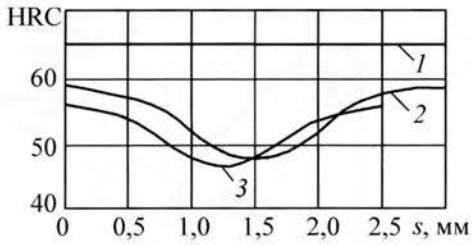


Рис. 3. Твердость металлопокрытия по ширине валика:
1 – наплавка одиночного валика; *2* – наплавка с шагом s = = 3 мм; *3* – наплавка с уменьшенным шагом s = 2,5 мм

рекомендуется выполнять режущие кромки вставки шириной 1,5...2,0 мм. К твердосплавным вставкам покрытие не приваривается, они свободно извлекаются из шпоночных пазов до механической обработки. Вставки можно использовать многократно, а их режущие кромки по мере изнашивания затачивают. Для каждого типоразмера шпоночного паза достаточно иметь одну такую твердосплавную вставку. Рекомендуется изготовлять защитные вставки из твердых сплавов ВК6, ВК8, ВК10 на основе карбида вольфрама. Эти материалы хорошо выдерживают кратковременное тепловое воздействие. Остающаяся небольшая чернота вокруг шпоночного паза допускается техническими условиями на восстановление.

При наплавке на поверхность восстанавливаемого вала одиночного сварного валика (одного витка проволоки) из углеродистой пружинной проволоки 2 класса по ГОСТ 9389–75 его структура получается однородной; твердость такого валика в любой его точке высокая и постоянная (линия *1* на рис. 3).

Кривая *2* на рис. 3 построена после наплавки вала из стали 45 (ГОСТ 1050–88) диаметром 50 мм пружинной проволокой 2 класса диаметром 1,8 мм при следующем режиме: действующее значение тока наплавки I = 7,2 кА; окружная скорость вращения детали v = 20 мм/с; усилие на ролике F = 1,3 кА; длительность импульсов тока и пауз между импульсами соответственно $t_и$ = 0,04 и $t_п$ = 0,08 с. При наплавке вал охлаждался водой с температурой 6...8 °С и расходом Q = 1,5 л/мин. Наплавку вала проводили по винтовой линии с шагом s = 3 м/об. Перекрытие смежных валиков b при наплавке на указанном режиме составило (0,12...0,15)s.

Структура полученного металлопокрытия после наплавки при указанном режиме получилась резко неоднородной, коэффициент вариации измеренных значений твердости по ширине сварного валика равен 0,077. Это объясняется тем, что происходит полный или частичный отпуск наплавленного металла в зоне стыка сварных валиков. Неоднородность структуры отрицательно сказывается на прочности восстановленных валов при динамических нагрузках.

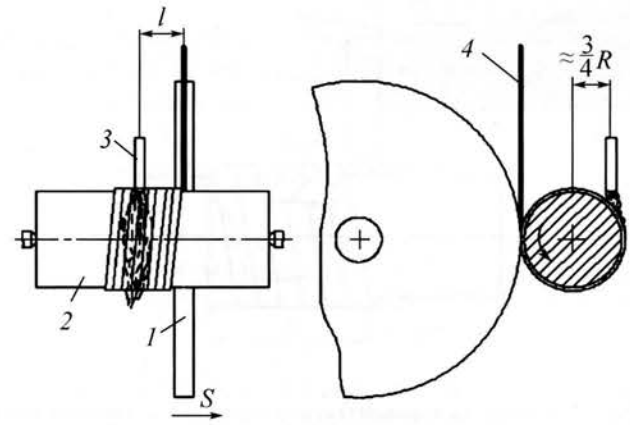


Рис. 4. Схема охлаждения вала при электроконтактной наплавке:
1 – наплавляющий ролик; *2* – вал; *3* – наконечник для подвода охлаждающей жидкости; *4* – присадочная проволока

В некоторой мере однородность структуры металлопокрытия можно повысить выбором режимов электроконтактной наплавки, прежде всего – режима охлаждения [3]. Опыт автора по восстановлению деталей показывает, что наиболее однородное металлопокрытие получают при охлаждении вала по схеме на рис. 4, согласно которой охлаждающую жидкость подают на наплавленный слой со смещением от плоскости диска-электрода и от зенита, исключая ее попадание непосредственно в зону формирования соединения.

При наплавке валов по винтовой линии электродуговыми способами структурную неоднородность металлопокрытия обычно снижают путем расширения зоны отпуска. Для этого увеличивают перекрытие смежных валиков по их ширине, уменьшая шаг наплавки s. Однако при восстановлении валов по винтовой линии электроконтактным способом возможности уменьшения шага наплавки весьма ограничены. Объясняется это тем, что формируемый валик самоустанавливается по ранее наплавленному смежному валику, а при уменьшении подачи наплавляющего ролика присадочная проволока, обгоняя инструмент, из-под него выскальзывает.

Разработанный способ электроконтактной наплавки (рис. 5) с уменьшенным шагом [4] позволяет улучшить структуру металлопокрытия. Ограничитель деформации в форме кольца *2* надевается на восстанавливаемый вал, подводится к зоне сварки и перемещается в направлении наплавки вдоль оси вала вместе с движением подачи инструмента. Такое кольцо, как и наплавляющий ролик *4*, жестко связано с суппортом наплавочной установки, что обеспечивает их совместное перемещение.

При наплавке с уменьшенным до 2,5 мм шагом перекрытие смежных сварных валиков составило

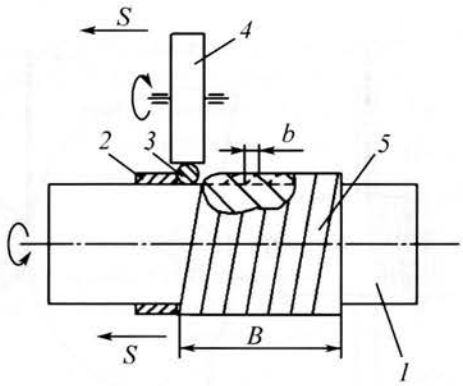


Рис. 5. Схема электроконтактной наплавки с уменьшенным шагом:
1 – восстанавливаемый вал; *2* – кольцо; *3* – присадочная проволока; *4* – наплавляющий ролик; *5* – валик металлопокрытия; *B* – ширина наплавленного слоя

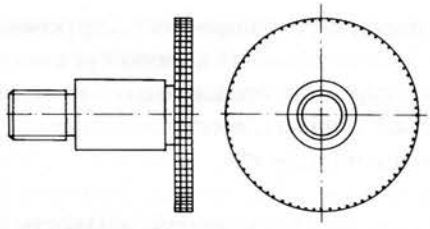


Рис. 6. Ролик-электрод с рабочей частью, упрочненной сеткой из жаропрочного материала [7]

(0,25...0,30)*s*, увеличилась зона отпуска, металлопокрытие получилось более однородным; коэффициент вариации твердости составил в этом случае 0,05. При наплавке с уменьшенным шагом сопротивление усталости реставрированных валов возрастает на 20...25 %.

Наиболее ответственной частью установки электроконтактной наплавки (наварки) проволоки является инструмент, для изготовления которого применяют медь и ее сплавы. Стойкость наплавляющих роликов невелика, их необходимо затачивать уже через несколько часов работы [5, 6].

В десятки раз можно увеличить стойкость инструмента – наплавляющего ролика, если упрочнять его рабочую поверхность сеткой из жаропрочных материалов [7]. Наличие такой сетки (рис. 6) позволяет снизить пластическую деформацию материала электрода. Наряду с высокой износостойкостью рабочие поверхности предлагаемых электродов обладают высокими теплопроводностью и электрической проводимостью.

Также можно защитить рабочую поверхность инструмента от изнашивания, если разместить между наплавляющим роликом и восстанавливаемой поверхностью вала, как показано на рис. 7, тонкую медную ленту, выполненную в форме бесконечного кольца [8]. Изношенное защитное кольцо легко заменяется на новое.

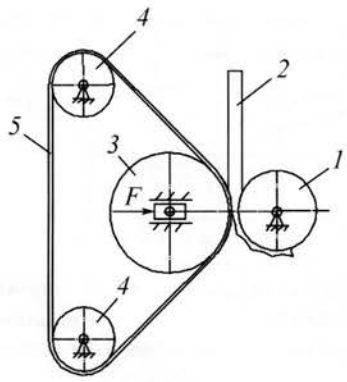


Рис. 7. Защита рабочей поверхности ролика-электрода бесконечной лентой:
1 – вал; *2* – присадочная проволока; *3* – ролик-электрод; *4* – направляющие ролики; *5* – бесконечная медная лента

Предлагаемые технические решения направлены на совершенствование технологического процесса восстановления изношенных валов электроконтактной наплавкой и позволяют повысить качество ремонта.

ЛИТЕРАТУРА

1. **А.с. 641306 СССР, МКИ G 01 N 3/00.** Способ определения прочности сцепления покрытия из углеродистой проволоки с основой из углеродистой стали / М.З. Нафиков, В.С. Ибрагимов (СССР). № 2496514/25-28; заявл. 13.06.77; опубл. 05.01.79, Бюл. № 1.

2. **А.с. 1449305, МКИ В 23 Р 6/00.** Способ восстановления валов электроконтактной наплавкой / М.З. Нафиков, В.С. Ибрагимов (СССР); № 4193369/30-27; заявл. 09.02.87; опубл. 07.01.89, Бюл. № 1.

3. **Ибрагимов В.С., Мамаев Ч.М., Нафиков М.З.** Электроконтактная наплавка автотракторных валов // Техника в сельском хозяйстве. 1980. № 12. С. 17–18.

4. **Пат. 2263012 РФ, МПК В 23 К 11/06.** Способ электроконтактной наплавки / Нафиков М.З., Карамов В.И. // 2005. Бюл. № 30.

5. **Нафиков М.З., Загиров И.И.** Влияние износа ролика-электрода на качество сварного соединения при электроконтактной наплавке // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 5. С. 30–31.

6. **Нафиков М.З., Загиров И.И.** Исследование процесса износа ролика-электрода при электроконтактной наплавке проволокой // Сварочное производство. 2007. № 3. С. 23–24.

7. **А.с. 880662, МКИ В 23 К 11/30.** Электрод для контактной сварки / М.З. Нафиков, В.С. Ибрагимов (СССР). № 2738225/25-27; заявл.21.03.79; опубл. 15.11.81, Бюл. № 42.

8. **Решение** о выдаче патента на изобретение. Способ электроконтактной наплавки / М.З. Нафиков, М.Н. Фархшатов, И.И. Загиров. № 2006107359/02(007981); заявл. 09.03. 2006.

Е.Г. Сухочева *(Воронежский ГТУ),*
С.Н. Коденцев *(ОАО "Конструкторское бюро химавтоматики", Воронеж)*

Технология комбинированной обработки каналов малого сечения с обеспечением эксплуатационных показателей

Изложены основные положения методики технологического обеспечения заданных эксплуатационных показателей деталей с рабочими каналами малого сечения, которая включает: выбор комбинированного метода или комбинации последовательно используемых способов поверхностной обработки применительно к конструктивным особенностям каналов и условиям работы; выбор оптимальных режимов обработки, обеспечивающих стабильность эксплуатационных показателей поверхностного слоя канала малого сечения нагруженной детали. Предложены технологические схемы комбинированной обработки различных каналов малого сечения и переменного профиля нагруженных деталей.

Substantive provisions of a technique of technological maintenance of the set operational parameters of details working channels of small section which includes: a choice of the combined method or a combination of consistently used ways of superficial processing with reference to design features of channels and operating conditions; a choice of optimum modes of the processing providing stability of operational parameters of a superficial layer of the channel of small section of the loaded detail are stated. The technological circuits of the combined processing of various channels of small section offered and a variable structure of the loaded details are shown.

Типовыми представителями группы деталей с каналами малого сечения являются мелкоразмерные турбины и форсунки, применяемые в различных агрегатах для транспортирования жидких, газообразных и газожидкостных рабочих сред в промышленном производстве, в добывающих отраслях и авиационно-космической технике. Каналы таких деталей имеют различную геометрию, постоянное и переменное сечение, могут выполняться из труднообрабатываемых износостойких и жаропрочных материалов. К ним предъявляют повышенные требования по чистоте обработки и работоспособности поверхностей в условиях высокочастотной вибрации и больших градиентов температур, что обеспечивает минимальное сопротивление движению перемещаемых рабочих сред.

Кроме того, малые размеры сечений (от 0,3 у форсунок и 2...3 мм у турбин) не позволяют достаточно эффективно использовать традиционные средства металлообработки и контроля показателей качества поверхности, а также ее геометрии при профилировании канала в процессе производства [1]. Поэтому контроль обеспечения заданных эксплуатационных показателей проводят после окончательного изготовления деталей при параметрических испытаниях на специальных стендах в составе агрегата или индивидуально с последующей доработкой, что является очень сложной и дорогостоящей операцией. Особенно большие трудности в этом случае вызывает необходимость чистовой калибровки рабочих участков каналов по результатам испытаний, что для турбин и форсунок с переменным профилем мелкоразмерного канала равноценно процессу их нового формообразования.

Попытки сокращения объема испытаний и доработок за счет селекционного подбора деталей по агрегатам приводят в конечном итоге к широкому разбросу конечных показателей по длине канала, что не обеспечивает надежность изделий и их работоспособность в экстремальных условиях эксплуатации. Решить проблему технологического обеспечения стабильных показателей поверхности по наклепу, шероховатости и точности профиля каналов оказалось возможным при использовании методов комбинированной обработки, сочетающих несколько видов воздействия: механическое (абразивными или гладкими токопроводящими гранулами); электроэрозионное, магнитоимпульсное (высокоэнергетическими электрическими полями); химическое, возникающее в процессе действия электромагнитного поля в среде слабопроводящих жидкостей и металлических гранул [2, 3].

Обработку каналов турбин в зависимости от заданных эксплуатационных показателей проводили по

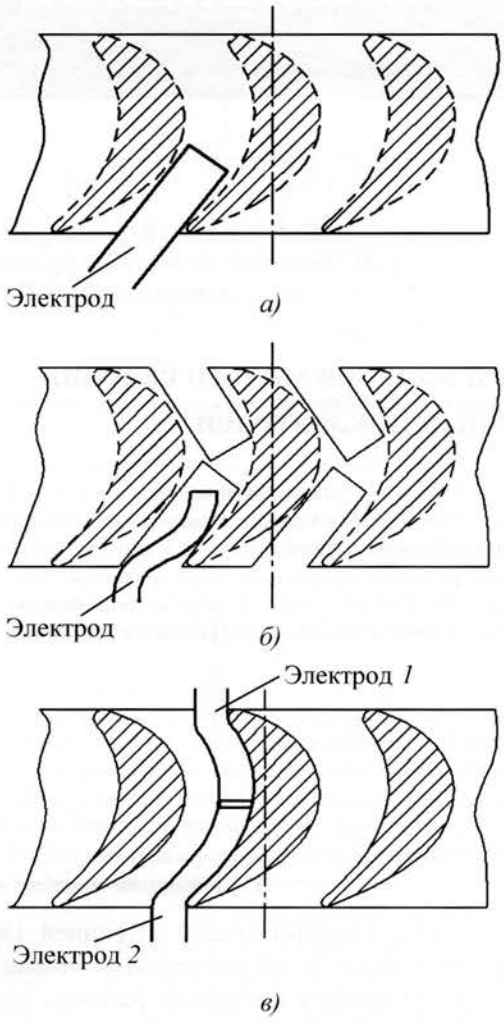


Рис. 1. Схема формообразования лопаток турбин:
а – черновое прошивание прямоугольным электродом; *б* – черновое прошивание профильным электродом; *в* – чистовое прошивание перекрывающимися электродами *1* и *2*

разным **технологическим схемам** профилированным и непрофилированным инструментом:

1) электроэрозионное прошивание (рис. 1) с последующим электрохимическим полированием;

2) комбинированное виброэкструзионное упрочнение с наложением тока (рис. 2);

3) электродинамическая магнитоимпульсная обработка (рис. 3).

В результате проведения серии экспериментов по первой технологической схеме были установлены оптимальные параметры прошивания, позволившие уменьшить суммарное время электроэрозионной обработки при заданном качестве поверхности. Изменение параметров микрогеометрии поверхности *Ra* и $h_{тр}$ ($h_{тр}$ – глубина микротрещин) от разрядного тока на входе в канал при использовании медных электродов приведено на рис. 4.

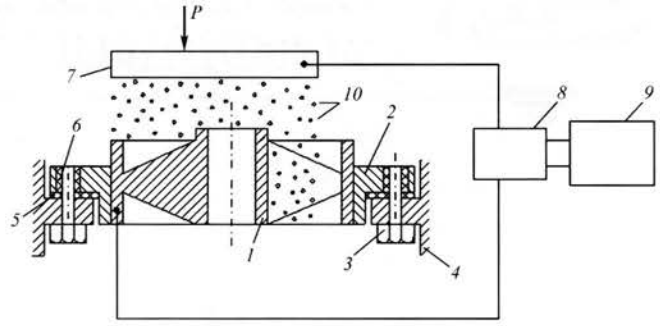


Рис. 2. Схема устройства для комбинированной обработки с наложением тока:
1 – обрабатываемая деталь; *2* – базовое устройство; *3* – крепежные болты; *4* – контейнер; *5*, *6* – диэлектрические втулки и прокладки; *7* – катодная пластина; *8* – пульт управления процессом; *9* – источник питания; *10* – токопроводящие гранулы

По профилю лопатки с помощью микроскопического анализа было установлено наличие после чистового прохода дефектного слоя с измененной структурой и микротрещинами с преобладающей глубиной в пределах 8,0...16,5 мкм. Введение электрохимического полирования уменьшило микроуглубления до 2...5 мкм. Такая схема обработки целесообразна для последующей эксплуатации профильной поверхности в условиях газовой эрозии и высокочастотной вибрации.

Сущность способа виброэкструзионной обработки заключается в периодическом возвратно-поступательном продвижении (экструдировании) гранулированной обрабатывающей среды через межлопаточные каналы детали в условиях низкочастотной вибрации.

Это продвижение осуществляется под действием динамического давления, создаваемого в рабочей среде попеременно на входе и выходе межлопаточного канала в соответствии с направлениями ее виброэкструдирования [1]. Структурная схема устройства комбинированного упрочнения для обработки с наложением тока приведена на рис. 2. В установку для виброэкструзионной обработки вводят несколько новых конструктивных элементов: катодную пластину *7*, которая одновременно поджимает гранулы и интенсифицирует процесс механического упрочнения; пульт *8* управления процессом, защиты от коротких замыканий и др.; источник питания постоянным током *9*, который через пульт *8* соединен с деталью *1* и пластиной *7*. При этом на деталь подают напряжение, пластина воздействует на гранулы с силой *P* и вместе с ними совершает возвратно-поступательное движение. Это уменьшает вероятность прямого контакта гранул и детали, хотя он достаточно маловероятен. Чтобы устранить перетекание тока через корпус *4* контейнера, между ним и базовым уст-

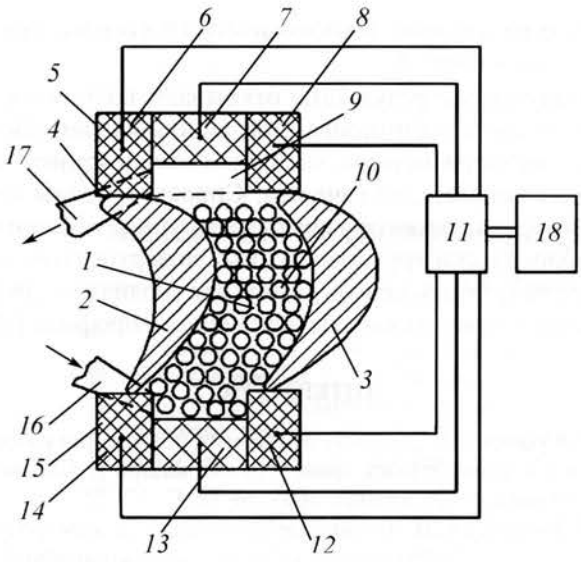


Рис. 3. Схема устройства для магнитоимпульсного воздействия на гранулы

ройством *2* устанавливают диэлектрические втулки *6* и прокладки *5*, через которые проходят крепежные болты *3*. К детали подводят ток от источника питания *9* через шунт в пульте *8*, который позволяет изменять напряжение, гасить короткие замыкания и оснащен приборами контроля за напряжением и силой тока. Стабильные микрогеометрию и физико-механические свойства по всему профилю поверхности такой комбинированной обработкой получают с наложением колебаний частотой до 20...30 Гц и тока низкого напряжения в рабочем диапазоне от 1,2 до 1,8 В [4]. Эта технологическая схема отделочно-упрочняющей обработки предназначена для деталей, работающих при высоких градиентах температур и циклических нагружениях.

Способ комбинированной магнитоимпульсной обработки заключается в следующем. В момент подачи импульсного тока возникают электромагнитные силы, направление которых зависит от полярности импульсного тока, положения заготовки и инструмента. Обработка осуществляется металлическими гранулами в межлопаточном канале под действием униполярных импульсов тока. Эти импульсы поступают от импульсного генератора на секции входного и выходного секционных электродов, расположенных с противолежащих сторон межлопаточного канала, заполненного токопроводящей рабочей жидкостью и гранулами. На рис. 3 показано, как в межлопаточный канал *1*, образованный лопатками *2* и *3*, установлены со стороны входной кромки *4* лопатки *2* входные секционные электроды *5*, состоящие из секций *6–8* и входные секционные электроды *14* из секций *12*, *13*, *15*, изолированные друг от друга. Пространство канала *1* заполнено до верхней границы токопроводящими гранулами *10*, имеющими возможность перемещаться вертикально за счет углублений *9* в секционных электродах *5*. Секции *6–8*, *12–14* соединены с регулятором *11* для изменения полярности и направления действия униполярных импульсов тока, подаваемого от импульсного генератора тока *18*. К межлопаточному каналу *1* подведены входной патрубок *16* и выходной патрубок *17* для прокачки рабочей жидкости.

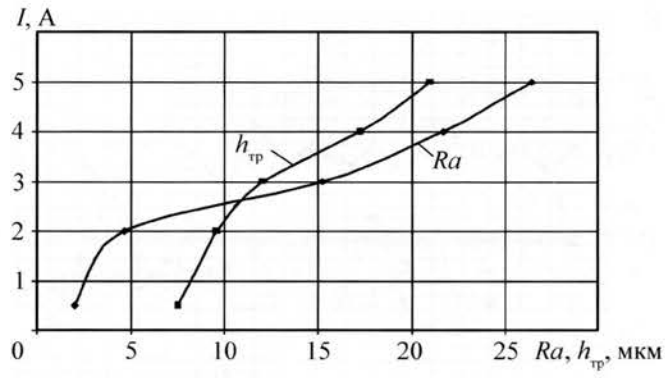


Рис. 4. Изменение параметров микрогеометрии поверхности при прошивании

Этот способ характеризуется тем, что для стабилизации показателей поверхностного слоя обрабатываемой заготовки, в частности поверхностей межлопаточных каналов, в процессе обработки между инструментом и обрабатываемой поверхностью создаются чередующиеся равномерно распределенные импульсные магнитные воздействия. На гранулы последовательно воздействуют поля с обратной полярностью, что позволяет равномерно обрабатывать обе стороны канала, обеспечивая стабильные показатели качества и работоспособность поверхностного слоя нагруженной детали в экстремальных условиях эксплуатации.

Осевые и тангенциальные отверстия в форсунках получали также разными методами: традиционной лезвийной обработкой, прошиванием на электроэрозионных и электрохимических станках, а также с использованием различных комбинаций из названных способов формообразования каналов.

Предлагаемая методика технологического обеспечения заданных эксплуатационных показателей нагруженных деталей с мелкоразмерными рабочими каналами включает **два основных этапа**:

1) выбор комбинированного метода или комбинации последовательно используемых способов поверхностной обработки применительно к конструктивным особенностям каналов и условиям работы;

2) выбор оптимальных режимов обработки, обеспечивающих стабильность эксплуатационных пока-

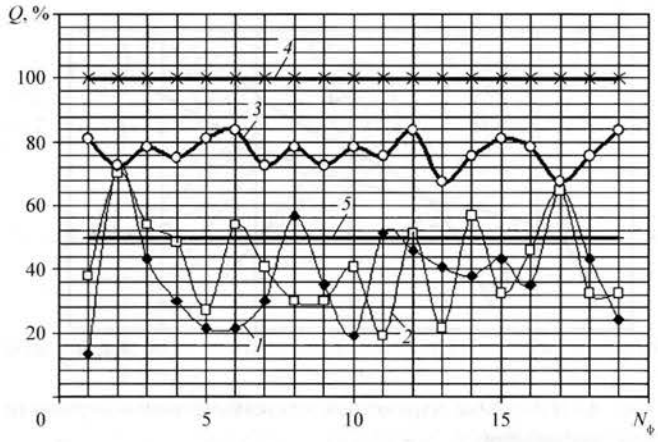


Рис. 5. Результаты газодинамических испытаний:
1 – объемный расход через отверстие, полученное сверлением с последующей калибровкой; *2* – объемный расход через отверстие, полученное прошиванием; *3* – объемный расход через отверстие, формообразованное комбинированными методами на адаптированных режимах; *4* – максимально допустимый уровень объемного расхода; *5* – нижняя граница допуска на значения расчетного расхода

зателей поверхностного слоя канала малого сечения нагруженной детали.

При этом параметры обработки корректируют по результатам параметрических испытаний первой детали из партии. Такой подход позволяет обеспечить рабочие характеристики без индивидуальной калибровки и неисправимого брака. Результаты газодинамических испытаний партии форсунок, обработанных по различным технологическим схемам, представлены на рис. 5.

Полученные результаты открывают возможность реализации комбинированной упрочняющей обработки мелкоразмерных каналов с обеспечением заданных показателей качества. Спроектированы технологические процессы комбинированной обработки технологически труднодоступных поверхностей, которые могут быть использованы для различных групп деталей, имеющих каналы переменного профиля [5].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Сухочев Г.А.** Вопросы технологии повышения качества нагруженных деталей транспортных машин // Справочник. Инженерный журнал. 2005. № 12. С. 17–22.

2. **Коденцев С.Н.** Технологические аспекты электроэрозионного формообразования каналов сложного профиля // Прогрессивные технологии и оборудование в машиностроении и металлургии: сб. науч. тр. Междунар. науч.-техн. конф. Ч. I. Липецк: ЛГТУ, 2006. С. 128–131.

3. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки материалов: в 2 т. / под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высш. шк., 1983. Т. 2. 208 с.

4. **Сухочева Е.Г., Бондарь А.В.** Комбинированная обработка каналов сложного профиля с наложением тока // Современная электротехнология в промышленности Центра России: сб. науч. труд. VIII Регион. науч.-техн. конф. Тула: ТулГУ, 2006. С. 195–201.

5. **Гореликов В.Н., Коденцев С.Н., Сухочева Е.Г.** Упрочнение винтовых поверхностей фасонных деталей комбинированной обработкой // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 4. С. 53–55.

Ориентировочные нормы нагрева стальных изделий

Тип нагревательного устройства	Температура нагрева, °С	Время нагрева, с, на 1 мм диаметра изделия	
		из углеродистой стали	из легированной стали
Пламенная печь	800...900	60...70	65...80
Электрическая печь	770...820 820...880	60...65 50...55	70...75 60...65
Соляная ванна	770...820 820...880	12...14 10...12	18...20 16...18

УДК 621.791:621.771

Ю.П. Трыков, Л.М. Гуревич, Д.Н. Гурулев, В.Д. Рогозин, С.П. Писарев, Д.С. Самарский
(Волгоградский ГТУ)

Комплексная технология получения и свойства композиционных мембран с танталовым покрытием

Разработана технология производства многослойных коррозионно-стойких упругих чувствительных элементов, включающая сварку взрывом композиционных заготовок толщиной 15...18 мм, прокатку в ленту до толщины 0,10...0,15 мм, штамповку мембран и их высокотемпературную обработку. Коррозионная стойкость композиционных мембран на один-два порядка выше стойкости упругих монометаллических чувствительных элементов из промышленных сплавов.

A technology has been developed for the production of multilayer corrosion-resisting elastic sensitive elements, including explosive welding of composite blanks with a thickness of 15...18 mm, rolling into a strip 0,10...0,15 mm thick, stamping and high temperature heat treatment of the membranes. The resistance of the composite membranes is one-two orders of magnitude higher than the resistance of the elastic sensitive elements produced from the single-layer industrial alloys.

Надежность показаний приборов для контроля параметров технологических процессов химических производств во многом определяется качеством *упругих чувствительных элементов* (УЧЭ) мембранного типа, контактирующих с агрессивными средами (соляная кислота, влажный хлор, хлористый водород). Однако применяемые для их изготовления металлы и сплавы не обладают оптимальным сочетанием упругих и антикоррозионных свойств.

Целью настоящей работы являлась разработка комплексной технологии изготовления УЧЭ с упругой основой из железоникелевого сплава 42НХТЮ (41,5...43,5 % Ni; 5,3...5,9 % Cr; 2,4...3,0 % Ti; 0,5...1,0 % Al; остальное Fe) и танталовым покрытием, включающей сварку взрывом композиционных заготовок толщиной 15...18 мм, последующую их прокатку в ленту толщиной 0,10...0,15 мм и штамповку мембран трапецеидального или полукруглого профиля [1].

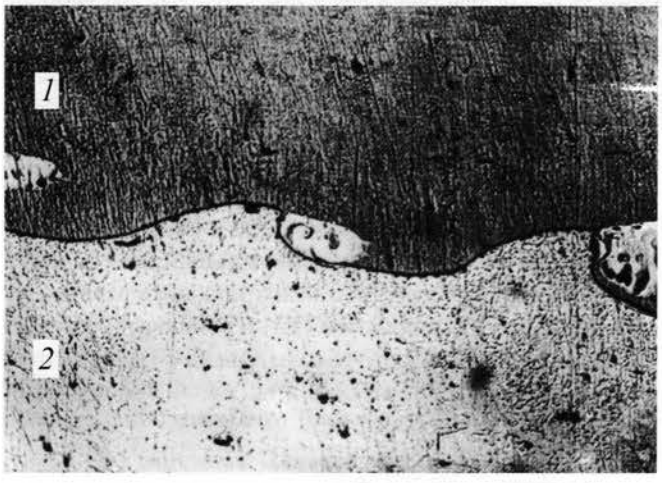
Высокая коррозионная стойкость тантала (одного из наиболее коррозионно-стойких металлов, по стойкости к кислотам не уступающего платине) обусловлена образованием на поверхности плотной оксидной пленки [2]. Близость значений температурных коэффициентов линейного расширения сплава 42НХТЮ и Ta ($\alpha_{Ta} = 6{,}6\cdot10^{-6}$ 1/°C, $\alpha_{42НХТЮ} = 8\cdot10^{-6}$ 1/°C) практически устраняет термобиметаллический эффект, возникающий при использовании в качестве упругой основы сплава 36НХТЮ ($\alpha_{36НХТЮ} = 14\cdot10^{-6}$ 1/°C), уменьшает прогиб сварных заготовок при нагреве под прокатку и повышает стабильность показаний приборов при изменении температуры рабочих сред.

Традиционный технологический процесс прокатки сплава 42НХТЮ, включающий первоначально горячую, а затем многократную холодную прокатку с промежуточными отжигами на воздухе, для предлагаемого слоистого материала приводит к интенсивному окислению Ta при нагреве выше 350 °C, поэтому предусматривали нанесение при сварке взрывом слоя *технологической защиты* (ТЗ) из сплава 42НХТЮ или Ti, толщину которого рассчитывали с учетом стравливания при удалении окалины после промежуточной термической обработки.

Слоистый композиционный материал (СКМ) сплав 42НХТЮ на основе Ta относят к трудносвариваемым из-за возможности образования компонентами сплава (Fe и Ni) хрупких интерметаллидов с танталом [3] как при сварке взрывом, так и в процессе предварительной и окончательной термической обработки, предотвратить появление которых можно с помощью промежуточных прослоек.

Целью настоящей работы являлся выбор состава и конструкции промежуточных прослоек с исследованием их влияния на поведение композита на разных операциях технологического процесса. Анализ диаграмм состояния [3] показывает, что введение промежуточной прослойки ванадия должно улучшить условия сварки взрывом и расширить диапазон безопасного нагрева, поскольку ванадий с танталом образует в широком диапазоне температур непрерывные, а с железом – ограниченные твердые растворы. Однако никель образует с ванадием интерметаллиды VNi_2 и VNi_3, а при температуре ниже 790 °C – σ-фазу типа V_3Ni. Более надежный барьер между танталом и сплавом 42НХТЮ обеспечивается комбинированной прослойкой из ванадия и армко-железа, предварительно сваренной взрывом и прокатанной в лист толщиной 1 мм.

а)



б)

Рис. 1. Микроструктура (×70) границ соединения многослойных прослоек:
а – граница Та–42НХТЮ при v_c = 500 м/с; *б* – граница Та–42НХТЮ при v_c = 550 м/с; *1* – тантал; *2* – 42НХТЮ

На основании результатов предварительного расчета на ПЭВМ по методике [4] и экспериментального уточнения оптимальных параметров сварки взрывом (скорость контакта $v_к$ = 2400 м/с, скорости соударения на границах Та–42НХТЮ, Ti–Та, Та–V, V–42НХТЮ и Fe–42НХТЮ v_c = 450...600 м/с) были получены многослойные композиции 42НХТЮ–Та–42НХТЮ (ТЗ), 42НХТЮ–Та–Ti (ТЗ), 42НХТЮ–V–Та–V–42НХТЮ (ТЗ) и 42НХТЮ–(Fe–V)–Та–(V–Fe)–42НХТЮ (ТЗ) с толщиной слоев 42НХТЮ, Та, V, 42НХТЮ (ТЗ) и Ti (ТЗ), соответственно, 14, 1,2, 0,3, 0,5 и 2 мм. При сварке со скоростями соударения 450 < v_c < 500 м/с границы раздела Та с основой имели правильную синусоидальную форму с амплитудой волн 0,03 мм и периодом 0,15 мм (рис. 1, *а*) практически без завихрений,

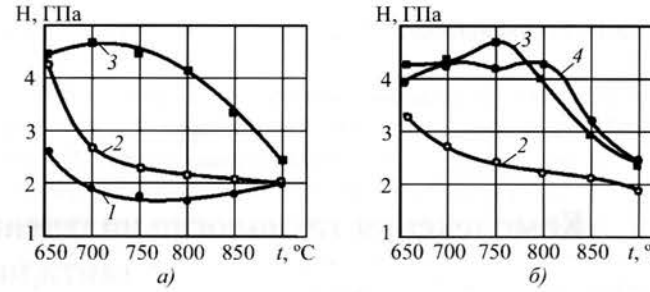


Рис. 2. Зависимость микротвердости H составляющих слоистых композитов от температуры закалки *t*:
а – 42НХТЮ–Та–Ti (ТЗ); *б* – 42НХТЮ–Та–42НХТЮ (ТЗ): *1* – Ti; *2* – Та; *3* – 42НХТЮ (основа); *4* – 42НХТЮ (ТЗ)

с безопасным количеством металла, оплавившегося в процессе сварки (оплавов) (менее 8...10 %). При повышении v_c до 550 м/с на этой границе в композите 42НХТЮ–Та–42НХТЮ появлялось до 20 % оплавленных включений с твердостью 7,3...7,6 ГПа (рис. 1, *б*). Максимальной твердостью 9,5...11,0 ГПа обладали сплавы в композите 42НХТЮ–V–Та–V–42НХТЮ на границе между ванадием и сплавом 42НХТЮ, состоящие из интерметаллидов, карбидов VC и σ-фазы. Наиболее широкий диапазон скоростей соударения допускается при сварке семислойной композиции с горячекатаной прослойкой V–Fe, в которой образование до 45 % оплавов на любой из границ не снижало прочность композиции, поскольку наиболее твердые оплавленные включения между ванадием и танталом с максимальной твердостью 3,5...4,0 ГПа являются твердыми растворами переменного состава и обладают удовлетворительной пластичностью.

После выдержки в течение 10 мин при температуре *t* = 900 °С заготовки прокатывали в полосы толщиной 1...2 мм, а затем после межоперационных термических обработок – в ленту толщиной 0,10...0,45 мм. Технология прокатки многослойного композиционного материала существенно не отличалась от технологии прокатки однородного сплава 42НХТЮ. В результате прокатки с обжатием 70 % волнообразные границы соединения практически спрямляются, что снижает при последующем деформировании вероятность образования микротрещин от концентраторов напряжений.

Для оптимизации параметров межоперационной термообработки проводили анализ распределения твердости в композиционных лентах после отжигов и закалок от различных температур. Резкое падение твердости в трехслойных композициях 42НХТЮ–Та–42НХТЮ (ТЗ), 42НХТЮ–Та–Ti (ТЗ) отмечается после закалки ленты при *t* = 900 °С (рис. 2). Исследования микроструктуры показали, что заметное изменение текстуры прокатки начинало происходить только после нагрева

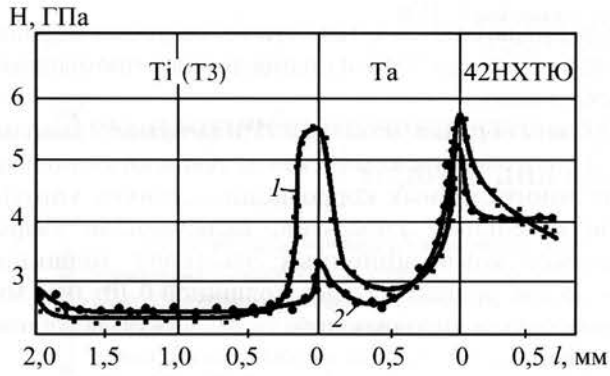


Рис. 3. Распределение микротвердости H по толщине *l* трехслойной композиции 42HXTЮ–Ta–Ti (T3):
1 – сварка взрывом; *2* – закалка в воде после выдержки при t = 940 °C в течение 0,5 ч

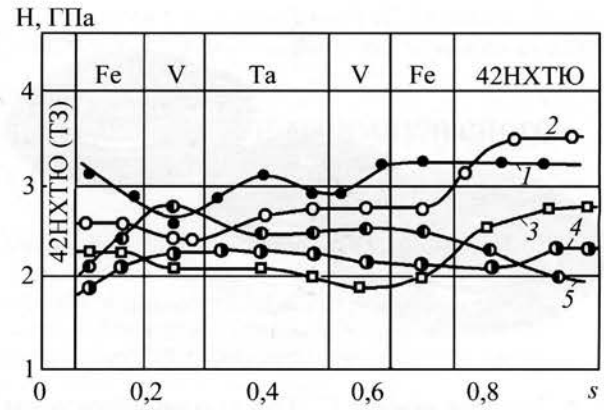


Рис. 4. Распределение микротвердости H по относительной толщине *s* семислойной композиции 42HXTЮ–(Fe–V)–Ta–(V–Fe)–42HXTЮ (T3):
1, 2 – после прокатки, толщина композиции δ = 0,13 мм; *3* – закалка при t = 950 °C в течение 5 мин, δ = 0,5 мм; *4* – закалка при t = 950 °C в течение 3 мин, δ = 0,18 мм; *5* – закалка при t = 950 °C в течение 2 мин, δ = 0,11 мм

до этой температуры. Нагрев трехслойных лент при t = = 900 °C в течение 10 мин не обеспечивал необходимую пластичность для штамповки мембран указанного профиля. Нагрев выше t = 940 °C недопустим для трех- и пятислойных композиций из-за охрупчивания границ Ta–42HXTЮ и Ta–V, вызываемого образованием интерметаллидов и промежуточных фаз микротвердостью 7,0...7,6 ГПа (рис. 3).

При отсутствии технологической защиты нагрев ленты в воздушной среде приводил к активному газонасыщению по всей толщине слоя тантала с возрастанием твердости до 7,6 ГПа. В трехслойном композите 42HXTЮ–Ta–Ti газонасыщение происходило в титане с образованием при высоких температурах оксидов титана и с потерей защитных свойств.

Закалка от t = 940 °C в воде обеспечивала минимальную неоднородность в семислойной композиции 42HXTЮ–(Fe–V)–Ta–(V–Fe)–42HXTЮ (T3) (рис. 4) и создавала благоприятные условия для последующих операций (прокатки ленты до толщин 0,1...0,12 мм и штамповки мембран). На границе армко-железо–ванадий после закалки или отжигов образовывалась диффузионная прослойка твердостью до 2,9 ГПа (рис. 5).

Исследование прочностных и деформационных свойств композиционных материалов на машине "Инстрон" показало незначительное снижение прочности композиционных образцов с 7 % Ta в сравнении с однослойными из сплава 42HXTЮ.

Оценка штампуемости разделительных мембран ∅ 24...48 мм с глубокой отбортовкой кромок из трехслойных и семислойных композиций выявила трудности получения качественной продукции при температурах закалки ниже 940 °C. Наилучшей штампуемостью, позволившей получить качественные

Рис. 5. Диффузионная прослойка на границе армко-железо–ванадий (×400):
1 – ванадий; *2* – прослойка; *3* – армко-железо

мембраны (рис. 6), обладала семислойная лента толщиной 0,12...0,17 мм.

Толщина слоя тантала, определенная металлографически после стравливания электрополированием в растворе фосфорно-кислого электролита основного слоя и технологической защиты из сплава 42HXTЮ, на ленте и мембранах составляла 25 мкм. Нарушений сплошности пленки при контроле в проходящем свете на бинокулярном микроскопе МБС-9 не обнаружено.

Для получения требуемых упругих свойств закаленные мембраны в течение 3...4 ч выдерживали в вакуумной печи (p < 0,01 Па) при t = 650 °C, что обеспечивало дисперсионное твердение ее упругой основы – сплава 42HXTЮ.

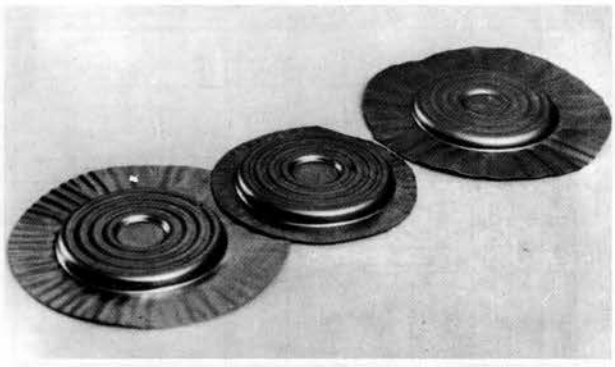


Рис. 6. Заготовки мембран ∅ 34 мм из семислойной ленты

Сравнительные испытания коррозионной стойкости в (23...34)%-ной соляной кислоте композиционных и однослойных мембран из сплавов Н70МФ (ЭП496), ХН65МВ (ЭП567), 42НХТЮ, Nb, Ta и других материалов выявили высокую стойкость и сохранение постоянной жесткости композиционных мембран при работе в течение 2000 ч, что гарантирует длительную точность показаний измерительных и регулирующих приборов с композиционными УЧЭ в режиме силовой компенсации. Погрешность, вносимая мембранами из композиционного материала вследствие несовершенства упругих свойств, составляла 0,35 % по сравнению с 1,39 % для мембран из чистого тантала. Во всех средах хлорного производства скорость коррозии танталового покрытия УЧЭ не превышала 0,001 мм/год, что на один-два порядка выше стойкости УЧЭ из однослойных промышленных сплавов.

Таким образом, можно сделать следующие **выводы**:

1) разработана комплексная технология получения многослойных коррозионно-стойких упругих чувствительных элементов, включающая сварку взрывом композиционных заготовок толщиной 15...18 мм, прокатку в ленту толщиной 0,10...0,15 мм, штамповку и упрочняющую термическую обработку мембран;

2) стойкость композиционных мембран с танталовым покрытием в средах хлорного производства на один-два порядка превышает стойкость упругих чувствительных элементов из однослойных промышленных сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Белоусов В.П.** Особенности изготовления композиционных мембран с танталовым покрытием из заготовок, полученных сваркой взрывом // Сварочное производство. 2002. № 8. С. 23–25.

2. **Туфанов Д.Г.** Коррозионная стойкость сталей, сплавов и чистых металлов. М.: Металлургия, 1980. 208 с.

3. **Хансен М., Андерко К.** Структура двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962. Т. 2. 1488 с.

4. **Оценка** параметров соударения при сварке взрывом многослойных композиций / В.Г. Шморгун, А.П. Соннов, Ю.П. Трыков и др. // Металловедение и прочность материалов. Волгоград: ВолгГТУ, 1997. С. 20–25.

Мини-рецензия на книгу Ю.И. Головина

"Введение в нанотехнику"

Дан обзор современного состояния нанотехнологии (НТ) и революционных преимуществ и качеств нанопродуктов в самых разных сферах деятельности человека – от промышленного производства до здравоохранения, от защиты окружающей среды до космонавтики и национальной безопасности. При этом НТ представлена не как сумма некоторых технологических приемов и операций по изготовлению тех или иных предметов пользования, а как новая парадигма создания искусственной среды обитания, более комфортной, более дружественной человеку, несущая радикальные преобразования его образа жизни.

В книге впервые систематически излагаются как принципы, так и существующие или разрабатываемые в настоящее время практические приложения нанотехники в основных направлениях ее развития: в материаловедении, электронике, приборостроении, системотехнике, информатике, биотехнологии, медицине и др. Использованы зарубежные и отечественные источники информации и самая современная литература. Даны определения ключевых понятий; терминология приводится параллельно на русском и английском языках, что облегчает понимание происхождения и смысла основных положений НТ. Для чтения книги не требуется специальной подготовки в области НТ. Вся информация, необходимая для понимания материала, содержится во вводных разделах и пунктах.

Наряду с научными и инженерно-техническими рассмотрены также и социально-экономические аспекты инновационных приближений к решению наиболее актуальных глобальных проблем: сохранение мира, улучшение качества жизни, ресурсо- и энергосбережение. Обращается внимание не только на преимущества, но и на скрытые угрозы бесконтрольного развития НТ и отставания в этой области.

Книга хорошо иллюстрирована специально подготовленными рисунками, схемами, диаграммами и графиками, что облегчает восприятие материала. Она написана живым языком с привлечением разнообразных ассоциаций, комментариев и цитат известных ученых.

Книгу можно приобрести в издательстве "Машиностроение" за наличный и безналичный расчет.
Объем книги 496 стр. Цена 495 руб. с НДС.

Справки по телефонам: (495) 269-66-00, 269-52-98, 268-69-00.
Факс: (495) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru

В.Н. Гореликов *(ФГУП "Исследовательский центр им. М.В. Келдыша, Москва),*
Г.А. Сухочев *(Воронежская государственная лесотехническая академия)*

Технологические показатели комбинированного магнитоимпульсного упрочнения винтовых поверхностей

Предложена методика инженерного расчета технологических показателей процесса комбинированного упрочнения винтовых лопастей несвязанными гранулами с использованием магнитного импульсного воздействия. Показана возможность получения оптимальной степени упрочнения поверхностей винтовых каналов переменных профиля и сечения. Определены оптимальные интервалы варьирования режимов и условий комбинированной обработки для достижения заданных показателей качества поверхностного слоя. Выявлены преимущества предложенного метода перед традиционными способами вибрационной обработки несвязанными гранулами.

The technique of engineering calculation of technological parameters of process of the combined hardening of screw blades by untied granules with use of magnetic pulse influence is offered. The opportunity of reception of an optimum degree of hardening of surfaces of screw channels of a variable structure and section is shown. Optimum intervals of variation of modes and conditions of the combined processing for achievement of the set parameters of quality of a superficial layer are determined. Advantages of the offered method before traditional ways of processing of vibrating processing by untied granules are shown.

При проектировании технологии комбинированного магнитоимпульсного упрочнения винтовых поверхностей шнеков несвязанными гранулами необходимо учитывать, что профиль лопастей позволяет создавать осевую силу, достаточную для поступательного перемещения обрабатывающей среды вдоль оси вращения при минимальных изменениях вектора в радиальном направлении [1]. Такое условие выполняется, если известны состав и свойства среды, частота вращения шнека. Изменить профиль лопастей (в частности, угол α) в процессе чистовой обработки готового изделия невозможно, поэтому требуется на базе модели рассчитать частоту вращения шнека.

На рис. 1 показана динамика перемещения гранул в процессе комбинированной обработки винтовой поверхности. На гранулы действуют следующие силы: центробежная $F_{цб}$ (рис. 1, *а*); сила трения $F_{тр}$, определяемая из теории резания как $F_z = f(c, k, t, S, v)$, где c, k – постоянные коэффициенты, t, S – глубина резания и подача, v – скорость резания; суммарная F_0; сила реакции лопасти на гранулу F_{R1} (рис. 1, *б*); суммарная сила $F_{у1}$, вызывающая наклеп микро- и макроповерхности нижней поверхности лопасти; сила электромагнитного импульса $F_{м1}$ при контакте с лопастью; сила реакции при отскоке гранулы от нижней поверхности лопасти F_{R2} (рис. 1, *в*); сила электромагнитного импульса после смены полярности $F_{м2}$ (можно принять $F_{м1} = F_{м2}$); сила удара гранулы $F_{у2}$, вызывающая наклеп поверхностного слоя.

Силы удара гранул $F_{у1}$ и $F_{у2}$ вызывают уплотнение и наклеп поверхностного слоя, который ускоряет удаление вершин микровыступов анодным растворением. Кроме того, абразивные свойства гранул способствуют снижению высоты неровностей при перемещении гранул вдоль поверхности, а наклеп, возникающий под действием силы $F_у$, ускоряет съем материала с вершин микровыступов [2]. Одновременно гранулы удаляют из зоны контакта оксидные пленки и продукты обработки, ускоряя тем самым процесс анодного растворения. Из рис. 1, *а* следует:

$$F_{цб} - F_{тр}\cos\alpha \to \min. \quad (1)$$

Учитывая, что

$$F_{цб} = \frac{mv^2}{R}, \quad (2)$$

получим

$$F_{тр} = f_т F_д,$$

где $F_д$ – сила давления на участке контакта;
$f_т$ – коэффициент трения;
v – линейная скорость гранулы.

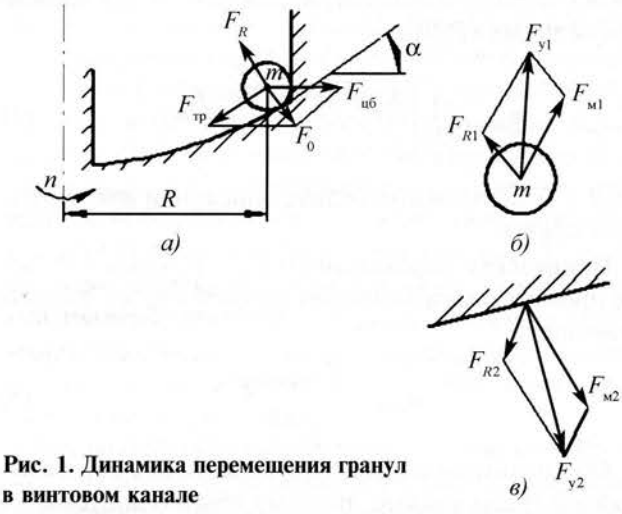


Рис. 1. Динамика перемещения гранул в винтовом канале

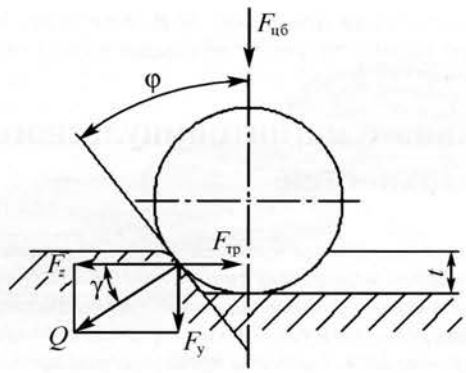


Рис. 2. Схема резания единичной гранулой

Если гранулы обладают абразивными свойствами (см. рис. 1), то сила трения равна силе резания F_z, направленной вдоль обрабатываемой поверхности:

$$F_{тр} = F_z = Q(\cos\gamma - \mu_{т.д}\sin\gamma), \quad (3)$$

где Q – равнодействующая сил резания (рис. 2);

γ – угол резания;

$\mu_{т.д}$ – коэффициент внутреннего трения деформируемого материала.

Из уравнения (3) следует, что

$$F_z = \frac{F_{цб}(\mathrm{ctg}\gamma - \mu_{т.д})}{1 + \mu\,\mathrm{ctg}\,\gamma},$$

где μ – коэффициент Пуассона обрабатываемого материала.

При наложении электрического поля значение F_z снижается, что может быть учтено коэффициентом K_z ($K_z < 1$):

$$F_z = \frac{F_{цб}(\mathrm{ctg}\gamma - \mu_{т.д})}{1 + \mu\,\mathrm{ctg}\gamma} K_z.$$

Учитывая, что $F_R \approx F_0$, можно определить нижний предел частоты вращения, необходимый для осевого перемещения гранул:

$$n_{\min} = \frac{1}{2\pi}\left[\frac{K_z^2 g^2 (1/\cos^2\alpha - f_т^2}{R^2}\right]^{1/4}, \quad (4)$$

где R – максимальный радиус описанной вокруг гранулы сферы.

Принимая в выражении (1) $F_{цб} - F_{тр}\cos\alpha = 0$, после преобразований находим верхний предел частоты вращения:

$$n_{\max} = \frac{f_т\, g\cos\alpha}{2\pi R}. \quad (5)$$

Обеспечить исходное нулевое давление обрабатывающей среды сложно, поэтому обычно допускается ударное воздействие гранулы с силой F_n в пределах упругих деформаций, которая составит

$$F_n = \frac{4}{3}\frac{E\sqrt{R}}{1-\mu^2} h_1^{3/2}, \quad (6)$$

где E – модуль упругости обрабатываемого материала;

h_1 – глубина пластического отпечатка при упругом внедрении гранулы.

Решение уравнения (1) с учетом формулы (6) возможно как численными методами, так и аналитически. Исследования показали, что в технических расчетах целесообразно использовать приближенное решение при условии равенства нулю правой части уравнения (1), а возникающую при этом погрешность можно учитывать как запас по верхнему пределу частоты вращения заготовки [3].

Требуемая степень упрочнения поверхностного слоя может быть получена за счет электромагнитных сил. Давление гранулы (σ_c) на обрабатываемую поверхность в момент удара

$$\sigma_c = \frac{2E\sqrt{h_1}}{\pi(1-\mu^2)\sqrt{R}}. \quad (7)$$

Из [4] следует, что

$$h_1 = a/R,$$

где a – радиус лунки на поверхности при упругом внедрении гранулы.

Граничное условие получения наклепа

$$\sigma_c = \sigma_0, \quad (8)$$

где σ_0 – напряжение текучести при комнатной температуре.

Давление гранулы на обрабатываемую поверхность под действием магнитных сил

$$P_м = 0{,}12\mu_0 (K_н N)^2 U_c^2 C / L_{экв}, \quad (9)$$

где μ_0 – магнитная постоянная ($\mu_0 = 4\pi\cdot10^{-7}$ Гн/м);

U_c – напряжение на конденсаторах в начале импульса;

C – емкость конденсаторов магнитоимпульсного источника;

$L_{экв}$ – индуктивность системы, которая согласно [1] может быть принята равной ≈1 мкм;

$K_н$ – коэффициент напряженности магнитного поля:

$$K_н = \frac{H}{NI}; \quad (10)$$

H – напряженность магнитного поля;

N – число витков обмотки возбудителя (принимают равным числу витков шнека);

I – сила тока.

Для расчета по формуле (10) силу тока измеряют в процессе пробных испытаний установки, после чего уточняют $K_н$.

Напряженность магнитного поля в формуле (10) находят из условия

$$H = \frac{U_c}{s}, \qquad (11)$$

где U_c = 2...10 кВ в начале импульса;

s – зазор между гранулой и заготовкой в момент соударения, равный толщине оксидных пленок гранулы и заготовки в жидкой токопроводящей среде (s = 0,002...0,02 мм).

Средний ток можно рассчитать по формуле

$$I_{ср} = \frac{U_c}{R_{экв}}, \qquad (12)$$

где $R_{экв} = \sqrt{\frac{L_{экв}}{C}}$.

Приближенное значение силы тока

$$I = (2...3) I_{ср}. \qquad (13)$$

Условие получения наклепа

$$P_м \geq \sigma_0. \qquad (14)$$

Тогда с учетом формулы (9)

$$0{,}12\mu_0 (K_н N)^2 U_c^2 \frac{C}{L_{экв}} = \frac{2E\sqrt{h_1}}{\pi(1-\mu^2)\sqrt{R}}. \qquad (15)$$

Глубина отпечатка, характеризующая степень деформации,

$$h_1 = \frac{0{,}015\pi^2\mu_0^2(1-\mu^2)RK_н^4 N^4 U_c^4 C^2}{4E^2 L_{экв}^2}. \qquad (16)$$

Степень деформации D_c находят с учетом степени наклепа и твердости НВ материала обрабатываемой заготовки по эмпирической формуле с коэффициентами A и n:

$$D_c = \sqrt[n]{\frac{НВ}{A} H_{опт}}, \qquad (17)$$

где оптимальный показатель степени наклепа $H_{опт}$ для коррозионно-стойких и жаропрочных сплавов для конструкционных сталей – 7...15 %.

Степень деформации в общем виде

$$D_c = \frac{Н_\mu}{Н_{\mu_0}}, \qquad (18)$$

где $Н_{\mu_0}$ – микротвердость основного материала заготовки;

$Н_\mu$ – микротвердость поверхностного слоя после обработки.

При упрочнении деталей сложно достичь оптимальной степени наклепа, так как за счет наследственности силовых воздействий на предшествующих этапах обработки исходный (перед рассматриваемой операцией) поверхностный слой имеет участки с различной степенью деформации, которая влияет на параметры наклепа после обработки. Однако известны условия получения предельной степени наклепа поверхностного слоя, допустимой при упрочнении различных материалов, при которых свойства поверхности остаются неизменными при многократном упрочняющем воздействии.

С достаточной точностью изменение микротвердости в подповерхностном слое можно описать линейной зависимостью [2], тогда

$$Н_\mu = Н_{\mu_0} \frac{h_1}{h_0}, \qquad (19)$$

где h_0 – глубина залегания остаточных напряжений после наклепа относительно исходных (устанавливают экспериментально для каждого материала);

$$h_1 = h_0 \sqrt[n]{\frac{НВ}{A} H_{опт}}. \qquad (20)$$

С учетом формулы (18) можно установить параметры режима электромеханической импульсной обработки, в частности средний радиус гранулы:

$$R = \frac{h_0 \sqrt[n]{\frac{НВ}{A} H_{опт}}\, 4E^2 L_{экв}^2}{0{,}015\pi^2\mu_0^2(1-\mu^2)K_н^4 N^4 U_c^4 C^2}. \qquad (21)$$

Глубина наклепа h_0 может быть рассчитана по эмпирическим формулам [4] с учетом известных энергии соударения гранул с заготовкой, твердости материала, размеров гранул. Комбинированное воздействие электрического поля и механического удара вызывает ускоренное удаление неровностей, и процесс становится управляемым посредством параметров анодного растворения. На рис. 3 приведена схема удаления неровностей при комбинированном воздействии гранул, перемещаемых электромагнитными импульсами, и электрического поля (в среде электролита), возникающего в процессе действия импульсов.

Заряженные отрицательно гранулы (рис. 3, *а*) воздействуют на микровыступы, удаляя их за счет механического съема, при этом происходит наклеп на вершинах неровностей, что усиливает эффект избирательного анодного растворения (рис. 3, *б*), и поверхность выравнивается (рис. 3, *в*).

Без воздействия гранул микроуглубления (Rz_1 на рис. 3, *в*) зависят от размеров и физико-механических характеристик структурных элементов материала, то-

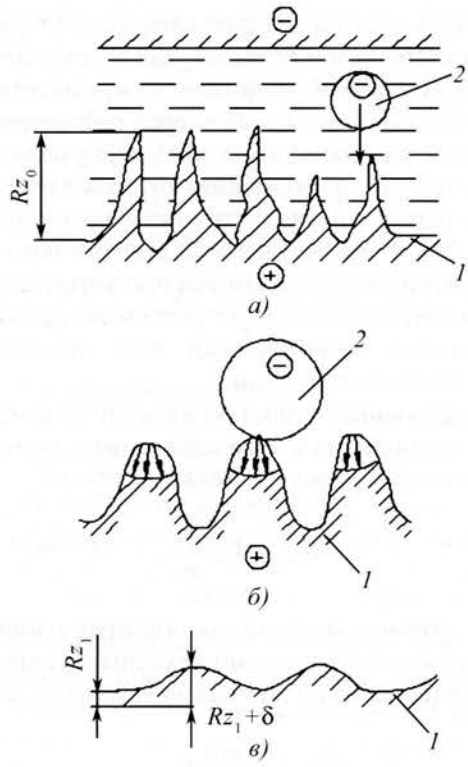


Рис. 3. Процесс выравнивания микроповерхности:
а – начало импульса; *б* – наклеп поверхностного слоя на выступах микронеровностей; *в* – формирование микроповерхностей; *1* – анод-заготовка; *2* – гранула-катод

гда при расчете припуска необходимо учитывать и микроуглубления, и микронеровности ($Rz_1 + \delta$). Если в процессе обработки гранулами происходит наклеп всей поверхности, то учитывается только погрешность микрогеометрии δ. Если принять в качестве исходных данных высоту микронеровностей до обработки Rz_0, а в качестве граничных условий – время действия магнитного поля, то процесс съема неровностей за единичный импульс можно описать формулой

$$Rz_1 + \delta = Rz_0 - (\alpha/\gamma_0)\eta\, j_{ср}\, \tau_и, \qquad (22)$$

где α – электрохимический эквивалент материала заготовки;

γ_0 – плотность материала заготовки;

η – коэффициент выхода по току;

$j_{ср}$ – средняя за импульс плотность тока;

$\tau_и$ – длительность импульса разряда.

Ток I в разряде может достигать 100 А, площадь контактного действия гранулы составляет 0,1...0,3 мм^2, тогда средняя плотность тока

$$j_{ср} = 0{,}5\, I/F. \qquad (23)$$

Длительность импульса рассчитывают по формуле [1]

$$\tau_и = K_L\, r_{заг} \sqrt{\frac{\chi}{\mu f}}, \qquad (24)$$

где K_L – эмпирический коэффициент;

$r_{заг}$ – радиус зоны обработки в заготовке;

χ – электрическая проводимость обрабатывающей среды;

μ – коэффициент Пуассона;

f – частота импульсов.

Расчет по формуле (24) дает приближенные результаты, а при прямых измерениях получают $\tau_и$ = = 0,1...0,3 мкс. Скорость съема вершин микронеровностей зависит от степени наклепа, которая может быть учтена с помощью коэффициента выравнивания $K_в$ = 1,35...1,65 и коэффициента механического удаления неровностей $K_у$ = 1,2...1,5 [4]. Минимальное число импульсов для любой поверхности с неровностью Rz_0

$$N_и = \frac{Rz_0 - (Rz_0 + \delta)}{(\alpha/\gamma)\eta\, j_{ср}\, \tau_и\, K_в\, K_у}. \qquad (25)$$

Частота импульсов при электромагнитной обработке составляет (в зависимости от конструкции генератора) 0,5...5,0 Гц. Расчеты, выполненные по формуле (25), показывают, что время обработки в целях получения требуемой шероховатости составляет десятки секунд, что на порядок ниже по сравнению с параметром для виброударного упрочнения.

Экспериментальная проверка расчетных параметров комбинированного процесса по обеспечению требуемого наклепа профильной поверхности подтвердила возможность их использования при проектировании технологического процесса формообразования винтовых лопастей шнеков [1, 3].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Гореликов В.Н., Коденцев С.Н., Сухочева Е.Г.** Упрочнение винтовых поверхностей фасонных деталей комбинированной обработкой // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 4. С. 53–55.

2. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. М.: Машиностроение, 2004. 287 с.

3. **Гореликов В.Н.** Комбинированная обработка винтовых поверхностей непрофилированным инструментом // Студент, специалист, профессионал (ССП–2007): сб. науч. тр. Междунар. науч.-техн. конф.: в 2 ч. Ч. 1. М.: Машиностроение-1. 2007. С. 101–108.

4. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки материалов: в 2 т. / под ред. В.П. Смоленцева. Т. 2. М.: Высш. шк., 1983. 208 с.

УДК 621.3.032.5

В.Н. Кусков *(Тюменский государственный нефтегазовый университет),*
О.Н. Горбунов *(ОАО "Тюменские машиностроители")*

Структура и свойства поверхностных слоев, полученных электроконтактной приваркой порошковой ленты*

Исследованы структура, микротвердость и износостойкость покрытий, полученных электроконтактной приваркой порошковой ленты регулируемыми импульсами тока к цилиндрическим образцам из углеродистых сталей. Рассчитана и экспериментально определена протяженность зоны термического влияния приварки на материал образцов. Полученные результаты использованы при восстановлении изношенных деталей нефтяного и автотранспортного машиностроения.

Structure, microhardness and wearresistance of coatings, manufactured by electrocontact welding of a powdered ribbon using adjustable impulses of a current to cylindrical carbon steel samples are studied. Extension of zone of welding thermal influencing on a material is counted and experimentally determined. The received results were used at recovering of the worn details of an oil and motor transportation machine-building.

Введение

В процессе эксплуатации оборудования и машин износ различных групп деталей нефтегазового оборудования, автомашин и тракторов составляет от 0,01 до 10 мм, причем в 83 % случаев его значение не превышает 0,6 мм [1]. Такие детали экономически целесообразно восстанавливать нанесением дополнительного поверхностного слоя с улучшенными характеристиками, исключая при этом затраты на выплавку металла, литье, ковку, штамповку, которые необходимы в процессе изготовления новых изделий.

Одним из перспективных способов восстановления является *электроконтактная приварка* (ЭКП) порошковой ленты регулируемыми импульсами тока. В основе способа лежит шовная сварка с помощью вращающихся медных роликов, на которые действует усилие сжатия, при подведении электрического тока. Приварка ленты к детали происходит в результате совместного пластического деформирования тонких поверхностных слоев, разогретых за счет проходящего электрического тока.

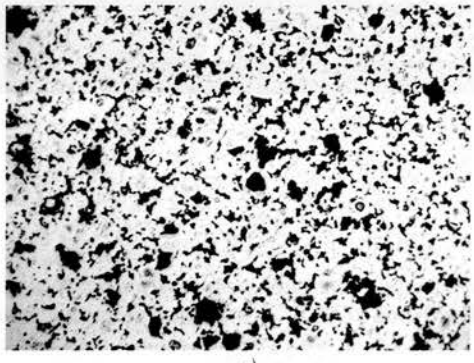
В качестве наполнителя в состав ленты могут входить частицы карбидов, боридов или нитридов, корунда, алмаза, а также медь, кобальт, никель, хром в разных сочетаниях. После приварки ленты детали могут работать в экстремальных условиях изнашивания: при больших нагрузках или высоких температурах, воздействии абразивов или коррозионной среды, отсутствии или недостатке смазочного материала. Применяя различные составы привариваемых материалов, можно получать покрытия с заданной износостойкостью исходя из условий работы и требуемого ресурса. Этот способ позволяет практически исключить заметный нагрев основной массы детали, получить слой необходимой толщины в экологически чистых условиях и при малых финансовых, материальных и трудовых затратах.

Материалы и методики исследования

В процессе исследований использовали экспериментальную порошковую ленту на основе стали 10Х5Н18Д3 толщиной 0,6 мм, которую приваривали к втулкам из стали 65 с толщиной стенки 3 мм (образец 1, средняя микротвердость Н = 216 МПа) и 6 мм (образец 2, Н = 243 МПа), а также к валу из стали 20 (образец 3, Н = 190 МПа). Диаметр исходных образцов составлял 72 мм, длина – 200 мм.

Металлографические исследования проводили на микроскопе МЕТАМ ЛВ-31. Микротвердость измеряли в соответствии с ГОСТ 9450–76 с помощью прибора ПМТ-3М при нагрузке на индентор 0,98 Н.

*Работа выполнена в рамках гранта губернатора Тюменской области 2006 г.



а)

б)

Рис. 1. Структура ленты:
а – ×50; *б* – ×200

Испытания на изнашивание выполняли на машине трения СМЦ-2 по ГОСТ 23.224–86 при нагрузке 98 Н, используя схему диск–колодка без смазочного материала. Скорость относительного движения составляла 20,5 м/мин. Величину износа определяли методом суммарного износа, взвешивая образцы до испытания и после него на аналитических весах ВЛА-200М с точностью до 0,1 мг.

Для определения прочности сцепления покрытия с основой использовали метод отслаивания покрытия одновременно с двух сторон в соответствии с предложенным авторами способом [2].

Структура исходной порошковой ленты приведена на рис. 1. Она представляет собой однородный материал белого цвета с небольшими включениями сплава на основе меди. Поры (черные пятна) распределены неравномерно и различаются по размеру и форме. Крупные поры, возможно, образовались в результате неплотного прилегания порошковых частиц, поскольку местами полностью повторяют контуры этих частиц.

Расчет протяженности зоны термического влияния

В ходе ЭКП стремятся минимизировать размер *зоны термического влияния* (ЗТВ) в материале детали, чтобы предотвратить ее деформацию. Поэтому прежде всего оценили влияние режима приварки ленты на протяженность ЗТВ. Для расчетов использовали схему точечного движущегося источника на поверхности полубесконечного тела в предельном состоянии с учетом периодичности теплового воздействия, когда между импульсами длительностью $t_и$ наблюдаются периоды выравнивания температуры в течение паузы $t_п$.

Расчеты выполняли на основе принципа суперпозиции после введения фиктивных стоков теплоты мощностью q в периоды $t_п$ на фоне непрерывного действия источника теплоты мощностью q [3]:

$$\Delta T = \frac{q_{эф}}{2\pi\lambda R}\exp\left[-\frac{v(x+R)}{2a}\right]F;$$

$$F = 1 + \frac{2(t_и + t_п)}{\pi t_и}\sum_{i=1}^{\infty}\frac{(-1)^i}{i}\sin\frac{\pi t_и i}{t_и + t_п}\times$$

$$\times\exp\left[-\frac{vR}{2a}(\sqrt{A_i + 0{,}5} - 1)\right]\cos\left(\frac{2\pi i}{t_и + t_п}\Delta t - \frac{vR}{2a}\sqrt{A_i - 0{,}5}\right);$$

$$A_i = \frac{1}{2}\sqrt{1 + \left[\frac{8ia/(t_и + t_п)}{v^2}\right]^2},$$

где ΔT – приращение температуры в рассматриваемой точке детали;

$q_{эф} = \dfrac{qt_и}{t_и + t_п}$ – усредненная мощность источника теплоты;

i – номер источника теплоты, действующего в течение $t_и$;

λ, a – теплопроводность и температуропроводность материала детали;

$R = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$ – расстояние от рассматриваемой точки детали до источника теплоты;

x, y, z – координаты точки, в которой рассчитывается изменение (приращение) температуры;

Δt – время после достижения стационарного состояния;

v – скорость приварки ленты к образцу.

Протяженность ЗТВ рассчитывали для стали 20 (λ = 0,38 Вт/(см·К); a = 0,08 см^2/с) при различных режимах приварки ленты. Учитывая более высокую теплопроводность стали 20 в сравнении с материалом ленты (10Х5Н18Д3), приняли, что в материал восстанавливаемой детали поступает 60 % усредненной мощности источника теплоты $q_{эф}$. На рис. 2 приведены зависимости протяженности ЗТВ z (при $x = y = 0$) от скорости приварки ленты и электрических параметров ЭКП – силы сварочного тока $I_{св}$ и напряжения U.

Расчеты по приведенным формулам показали, что значение z максимально на участке непосредствен-

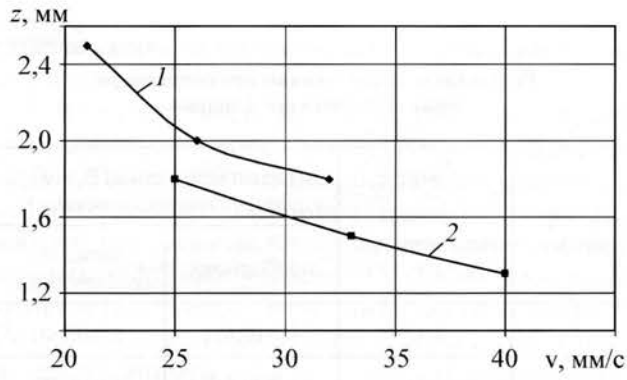


Рис. 2. Влияние параметров электроконтактной приварки ленты на протяженность z зоны термического воздействия:
1 – $I_{св}$ = 14 кА, U = 2,5 В; *2* – $I_{св}$ = 11,8 кА, U = 1,8 В

ного контакта ролика с лентой, причем сомножитель F влияет на продолжительность нахождения металла при заданной температуре, поэтому протяженность ЗТВ в дальнейшем рассчитывали при $F = 1$.

Установлено, что с повышением скорости сварки и со снижением усредненной мощности источника теплоты протяженность ЗТВ уменьшается. Расчеты позволяют подобрать оптимальный режим приварки ленты, приняв допустимое значение z = 1,5 мм.

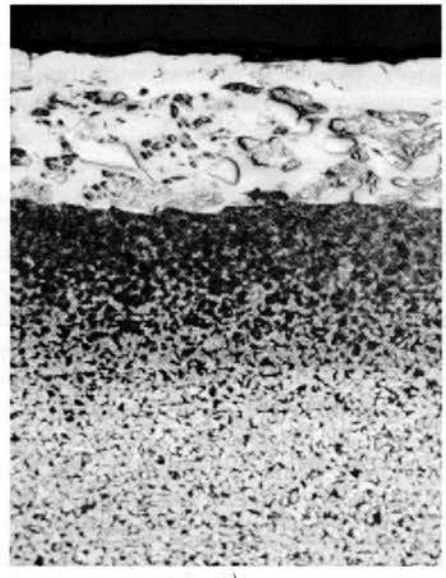
Результаты экспериментов и их обсуждение

Микрофотография характерных структур покрытий после ЭКП ленты приведена на рис. 3. В этих структурах присутствуют включения белого и темного цвета. Темные включения имеют блочное строение с четкими границами раздела с повышенной микротвердостью.

Результаты измерения микротвердости покрытий представлены в табл. 1. Полученные минимальные значения микротвердости покрытий несколько увеличились по сравнению с исходной микротвердостью порошковой ленты, однако при этом уменьшились максимальные и средние значения. По-видимому, произошел отжиг покрытий в процессе приварки ленты, пористость которой заметно уменьшилась.

Протяженность ЗТВ определяли как расстояние l от поверхности образца с покрытием до зоны, где стабилизировалась величина микротвердости (приборный метод, рис. 4), и как расстояние от поверхности образца с покрытием до структур, не подверженных термическому влиянию (металлографический метод). В обоих случаях протяженность ЗТВ включает и толщину покрытия. Размеры ЗТВ указаны в табл. 2.

Экспериментальное значение протяженности ЗТВ на цельных образцах меньше в сравнении с по-



а)

б)

Рис. 3. Покрытие на образце 3 (см. табл. 1):
а – ×50; *б* – ×200

лыми благодаря улучшенному теплоотводу из зоны приварки в более массивное изделие. Толщина стенок втулок (в исследованном интервале от 3 до 6 мм) практически не влияет на размеры ЗТВ. Следует отметить, что действительная протяженность ЗТВ оказалась меньше рассчитанной. Такое соотношение гарантирует отсутствие деформаций восстанавливаемого изделия при выбранных режимах приварки ленты.

Испытания на изнашивание на машине трения СМЦ-2 показали повышение износостойкости образцов 1, 2 и 3 в 2,7...4,2 раза в сравнении с образцами из исходных сталей.

Таблица 1

Микротвердость (основа/включения) покрытий, полученных электроконтактной приваркой порошковой ленты 10Х5Н18Д3

Номер образца	Значение микротвердости, МПа		
	минимальное	максимальное	среднее*1
1	260,8/163,9	358,8/249,3	317,2
2	300,2/214,6	1399,5/293,1	332,0*2
3	307,9/228,6	332,0/243,9	321,1

*1 По результатам семи измерений.

*2 Без учета единичного максимального значения (1399,5 МПа).

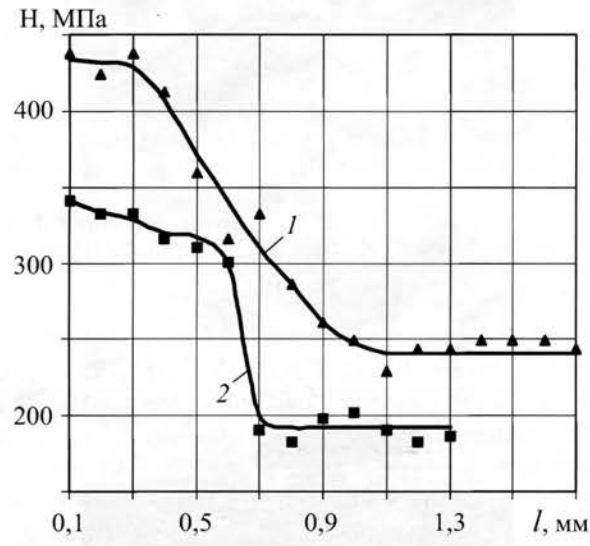


Рис. 4. Изменение микротвердости H покрытия и ЗТВ образцов 2 (*1*) и 3 (*2*) на расстоянии *l* от поверхности

Практическое использование результатов исследования

Проведенные исследования послужили базой для разработки режимов восстановления порошковыми лентами реальных изношенных деталей [4–7]: торцовых уплотнений нефтяных магистральных насосов НМ-10000 и кулачков распределительного вала дизельного двигателя ЯМЗ-240.

Перед приваркой ленты с рабочей поверхности деталей фрезерованием выполнили выборку металла на глубину 200 мкм в целях удаления опасных трещин, которые могли появиться в процессе эксплуатации, предшествовавшей ремонту.

Таблица 2

Результаты исследований протяженности зоны термического влияния

Номер образца	Толщина покрытия, мм	Протяженность ЗТВ, мм, рассчитанная по методу	
		приборному	металлографическому
1	0,42	0,9 (0,48)	1,0 (0,58)
2	0,44	1,0 (0,56)	1,0 (0,56)
3	0,46	0,7 (0,19)	0,65 (0,24)

Примечание. В скобках приведены значения протяженности ЗТВ без учета толщины покрытия.

В процессе приварки ленты происходила закалка покрытия из-за значительного теплоотвода внутрь детали. Протяженность зоны термического воздействия составила ≈0,4 мм, температура основной массы изделия в процессе приварки не превышала 60 °С, что обеспечило низкий уровень внутренних напряжений и сохранение линейной геометрии.

После приварки ленты твердость рабочей поверхности торцовых уплотнений достигала 82 HRC, а прочность сцепления покрытия с основой составляла не менее 580 МПа. Стендовые испытания показали увеличение срока службы отремонтированных изделий в 2,5 раза в сравнении с серийными.

В случае восстановления кулачков распределительного вала твердость рабочей поверхности также достигала 82 HRC, однако прочность сцепления составляла 460...510 МПа. В ходе последующих испытаний износ кулачков не превысил 10 мкм.

Себестоимость ремонта торцовых уплотнений приваркой ленты в 16 раз меньше цены нового изделия, поэтому стоимость установки для приварки ленты окупится менее чем через 6 мес, так как маркетинговые исследования подтверждают массовую потребность в аналогичном ремонте широкой номенклатуры изделий нефтегазового оборудования и автотранспорта.

Выводы

1. Исследованы структура и механические характеристики исходных порошковых лент и поверхностных слоев восстановленных стальных деталей.

2. Выбрана модель для расчета протяженности зоны термического влияния импульсной электроконтактной приварки ленты на материал восстанавливаемого изделия в целях предотвращения его деформации. Оценено

влияние скорости приварки ленты, силы сварочного тока и напряжения на размер ЗТВ.

3. Износостойкость экспериментальных образцов с приваренными порошковыми лентами повысилась в 2,7...4,2 раза в сравнении с исходными сталями.

4. Электроконтактной приваркой ленты восстановлены изношенные торцовые уплотнения магистральных нефтяных насосов НМ-10000 и кулачков распределительного вала дизельного двигателя ЯМЗ-240, срок эксплуатации которых может быть увеличен минимум в 2,5 раза, что подтвердили стендовые испытания.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Воловик Е.Л.** Справочник по восстановлению деталей. М.: Колос, 1981. 351 с.

2. **Пат. В 57462 РФ, МПК G 01 N 19/04.** Устройство для определения прочности сцепления покрытия с основой / Горбунов О.Н., Кусков В.Н., Кусков К.В. 2006.

3. **Кархин В.А.** Тепловые основы сварки. Л.: Ленингр. гос. техн. ун-т, 1990. 100 с.

4. **Горбунов О.Н., Кусков В.Н.** Ремонт торцовых уплотнений насосов НМ-10000 электроконтактной приваркой порошковой ленты: матер. III Междунар. науч.-техн. конф. "Новые материалы, неразрушающий контроль и наукоемкие технологии в машиностроении". Тюмень: Феникс, 2005. С. 31–32.

5. **Кусков В.Н., Горбунов О.Н.** Ремонт торцовых уплотнений насосов НМ-10000 электроконтактной приваркой порошковой ленты // Мегапаскаль: сб. науч. тр. Тюмень: Феникс, 2006. № 1. С. 17–18.

6. **Горбунов О.Н., Кусков В.Н.** Упрочнение клапанов и распределительных валов дизельных двигателей: докл. Междунар. науч.-техн. конф. "Проблемы эксплуатации и обслуживания транспортно-технологических машин". Тюмень: Феникс, 2006. С. 52–55.

7. **Кусков В.Н., Горбунов О.Н.** Комплексное упрочнение сопряженных деталей дизельных двигателей // Мегапаскаль: сб. науч. тр. Тюмень: Сириус, 2006. № 2. С. 22.

В.В. Федосов *(Москва),*
А.В. Федосова *(Национальный университет, Колумбия)*

Нейросетевая модель теплофизических взаимосвязей при нанесении дисперсных материалов

В среде Neural Networks Tools Matlab спроектирована, обучена и протестирована нейронная сеть для определения температуры частиц, вектором входа которой являются свойства теплоносителя (на примере газопламенного напыления), характеристики дисперсного материала и режимы нанесения (всего 13 переменных). По опросам сети построена серия 3D-диаграмм для анализа выявленных нелинейных теплофизических взаимосвязей.

In environment Neural Networks Tools Matlab designed, trained and tested neural network to determine the temperature of the particles, vector entrance are properties of the environment (in the case of gas deposition), the characteristics of particulate material and causing regimes (of a total of 13 variables). In interviews network is a series of 3D-diagram for analysis of the nonlinear heat-physical relationships.

Многими исследованиями показано, что будущие свойства покрытия, производительность и экономичность процессов нанесения дисперсных материалов определяются помимо скорости тепловым состоянием частиц и основы (детали). Обе задачи нагрева решает применяемый теплоноситель (низкотемпературная плазма, лазерное излучение, волна детонации, газовое пламя и т. д.). Дисперсность порошков считается исходящим параметром (5...200 мкм), а скорости частиц (15...1000 м/с) зависят от схемы ввода и кинетики теплоносителя. Наиболее сложна для контроля и управления температура частиц, определяемая длительностью и условиями переноса в струе. В момент соударения температуры частиц и основы должны быть достаточно высоки для образования необходимого контакта и во избежание прямых потерь порошка. Напротив, если порошок многокомпонентный и не тугоплавкий, возможны перегрев расплавленных частиц, разбрызгивание их на более мелкие, выгорание или испарение элементов исходного состава. Излишний ввод тепловой энергии в основу снижает эксплуатационные характеристики изделия [1, 2]. Однако если по отношению к основе тепловложение в какой-то мере поддается управлению на технологическом уровне, то нагрев частиц протекает в сложных, нестабильных условиях, к тому же крайне быстротечен. Газотермические технологии насчитывают более 50 факторов, напрямую (или во взаимодействиях) влияющих на температуру частиц. Обычно выделяют три группы таких переменных: характеристики среды нагрева, свойства дисперных материалов и технологические режимы нанесения.

В данной работе создана и апробирована нейросетевая модель для определения температуры частиц при напылении, входным вектором которой являются характерные параметры из упомянутых групп. Рассмотрение теплофизических взаимосвязей ограничили газопламенным напылением порошковых материалов. Пламя более удобно для моделирования и выявления общих закономерностей, так как имеет гораздо меньшие, более стационарные и изученные температурные градиенты; его горение протекает в атмосфере и не имеет выраженной турбулентности. В схемах с осевой подачей порошка поток частиц обладает более высокой концентрацией, что делает нагрев более однородным и предпочтительным для отбора теплоты и защиты нагретых частиц от окисления [2].

Выбор нейросетевого моделирования обеспечил:

1) достаточную точность предсказания результатов;

2) высокую скорость получения ответов;

3) возможность непрерывных (взамен дискретных) обобщений;

4) выход за пределы действия переменных, принятых при построении сети;

5) рассмотрение модели со значительным числом переменных.

Такой подход позволяет выявлять и анализировать любые взаимосвязи из учтенного набора переменных. Причем если в обычных расчетных моделях парные взаимосвязи соответствуют строго фиксированному набору значений остальных переменных задачи, то нейросеть может моделировать помимо этой ситуации и такую, при которой обучающая выборка "опирается" на диапазоны действия переменных. Последнее, по-видимому, больше отвечает реальности работы сложных систем. Однако в таких случаях надо учитывать больший "шум" предсказаний нейросети.

Изучение систем с большим числом влияющих факторов даже при имеющихся моделях или аналитических описаниях затруднено из-за отсутствия сравнительной наглядности. Реализация нейросетей в пакете MATLAB с его 3D-графикой позволяет визуально наблюдать связи вводимых данных с целевыми критериями [3], что особенно ценно при нелинейном характере таких связей, их большом числе или многокритериальных обобщениях.

Исходя из теории и практики газопламенного напыления определены переменные входного вектора:

• параметры теплоносителя (расходная мощность, представленная длиной ядра пламени; распределение температуры по длине пламени с контрольными точками $T_a = 0$, T_b, T_c, T_d; коэффициенты теплопередачи, характеризующие эффективность конвективного теплообмена, α_1 (зона *ab*), α_2 (зона *bc*), α_3 (зона *cd*));

• параметры порошка (радиус частиц R, теплопроводность λ и температуропроводность a);

• параметры режима нанесения (дистанция напыления x, начальная скорость частиц на выходе из сопла w_0, коэффициент торможения частиц $p = w/w_0$).

В табл. 1 сведены интервалы переменных, использованных при создании нейросети, а также фиксированные значения остальных переменных, принятые при построении 3D-диаграмм. Линейное распределение температуры пламени соответствует стадиям: воспламенения *ab*, горения *bc*, догорания *cd*, коэффициенты теплопередачи в которых равны соответственно α_1, α_2, α_3. В тексте термин "дисперсность", если не оговорен радиус R, означает диаметр частиц.

Для указанных диапазонов область соответствия критериев подобия Био ($\mathrm{Bi} = \alpha R/\lambda$) и Фурье ($\mathrm{Fo} = a\tau/R^2$, где τ – время нагрева) представлена на рис. 1. Торможение частиц подразумевает, что $\tau = f(w_0, x, p)$.

Программа создания, обучения, тестирования и вывода результатов работы нейросети спроектирована в среде Neural Networks Toolbox. Вариантом архитектуры выбрана четырехслойная полносвязная сеть (стандартные передаточные функции logsig, purelin, функция создания сети newff с обучением по методу обратного распространения ошибки). В качестве обучающего выбран алгоритм Левенберга–Марквардта (trainlm); целевая ошибка обучения в пределах 0,1; число циклов обучения (эпох) 2000 [4].

Для получения массивов входных векторов обучающей выборки использовали математическую модель, обоснование которой выполнено в работе [4]. В частности, генерировались матрицы (2, 150) случайных сочетаний значений переменных в указанных диапазонах, функционально связанные с T, Bi, Fo. Используемые в расчетах и сетью комплексы μ_n и A_n, в свою очередь зависящие от критерия Bi, генерировались отдельно созданной сетью, действующей в качестве подпрограммы. Это позволило учитывать данные связи как непрерывные. Увеличение размера матрицы по горизонтали не приводило к существенному уточнению аппроксимации при обучении сети.

Для оценки достоверности работы сети определялась регрессия при сравнении эталонных значений с предсказаниями сети (postreg), когда на входы подавались векторы тестового массива. Все точки практически ложились на прямую, что свидетельствует о правильной работе сети.

Нейросети, использующие случайные обучающие векторы, могут не всегда иметь эффективные с первого раза пуски. По-видимому, это является следствием

недостаточного охвата функцией rand локальной кривизны генерируемых поверхностей.

При создании нейросети в качестве обучающей выборки также можно использовать результаты прямых экспериментов либо их комбинации с расчетными данными.

Для апробации работы нейросети в вектор входа включались различные сочетания переменных. Пары переменных, образующие оси *x* и *y* диаграмм, задавались диапазонами. Осью *z* являлась температура частиц. Уровень включения еще одной переменной соответствовал номеру поверхности отклика нейросети.

Одна из наиболее характерных для технологии напыления связок дисперсности порошка с дистанцией нанесения показана на рис. 2. Фракции частиц до 40...50 мкм практически дублируют скачок температуры, соответствующий фронту горения пламени, с достижением значений порядка 2000 °С. При переходе к частицам диаметром до 150...200 мкм нарастание температуры становится более сглаженным при максимуме 500...600 °С. Достижение максимумов температур частиц соответствует зоне *bc*. В факеле пламени (зона *cd*) температуры мелких частиц заметно снижаются, а

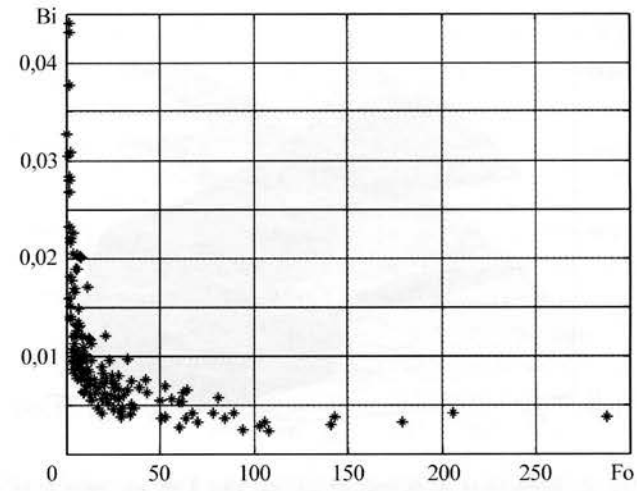


Рис. 1. Область соответствия критериев Био и Фурье для процесса газопламенного напыления порошка

крупных, напротив, стабилизируются. Не менее значимой для температуры является скорость частиц, определяющая время пребывания (нагрева) частиц. На диаграмме поверхность *1* соответствует скорости частиц 5 м/с, поверхность *2* – 20 м/с. Заметно, что темпе-

Таблица 1

Переменные	Интервал обучения	Фиксированные значения при построении 3D-диаграммы				
		Рис. 2	Рис. 3	Рис. 4	Рис. 5	Рис. 6
Длина ядра пламени x_b, мм	10...17	12	9,5...17,5	12	12	12
Максимальная температура пламени T_b, °С	2800...3100	2800	3100; 2700	2800	2800	2800
Линейная температура пламени T_c, °С	1600...1800	1600	1900; 1500	1600	1600	1600
Линейная температура пламени T_d, °С	750...900	750	900; 700	750	750	750
Радиус частиц *R*, мкм	25...100	20...100	20...100	20...100	20...100	25
Коэффициент теплопередачи α_1, кал/(см^2·с °С)	0,15...0,25	0,15	0,15	0,15	0,05...0,35	0,15...0,35
Коэффициент теплопередачи α_2, кал/(см^2·с· °С)	0,10...0,15	0,10	0,10	0,10	0,10	0,05...0,15
Коэффициент теплопередачи α_3, кал/(см^2·с· °С)	0,05...0,07	0,05	0,05	0,05	0,05	0,1; 0,01
Температуропроводность $a\cdot10^5$, м^2/с	1,2...1,3	1,25	1,25	1,35; 1,25	1,25	1,25
Теплопроводность $\lambda\cdot10^3$, кал/(см^2·с ·°С)	55...60	58	58	60; 50	58	58
Начальная скорость частиц, w_0, м/с	5...20	5...20	5	5...25	5	10
Степень торможения частиц *p*	0,5...0,6	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
Удаление от сопла *x*, мм	5...70	5...65	25	25	25; 50; 75	36

Примечания: 1. Чтобы получить коэффициент теплопередачи в Вт/(м^2·°С), необходимо указанное значение умножить на 41868.
2. Чтобы получить теплопроводность в Вт/(м·°С), необходимо указанное значение умножить на 418,68.

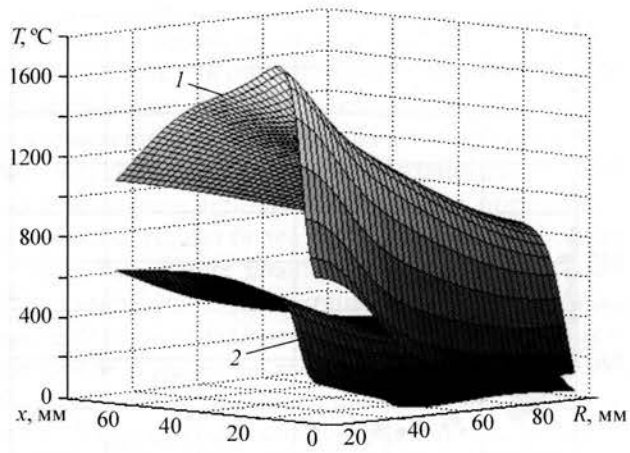


Рис. 2. Зависимости температуры частиц *T* от их дисперсности *R* и дистанции напыления *x* при разных скоростях движения в пламени:
1 – w_0 = 5 м/с; *2* – w_0 = 20 м/с

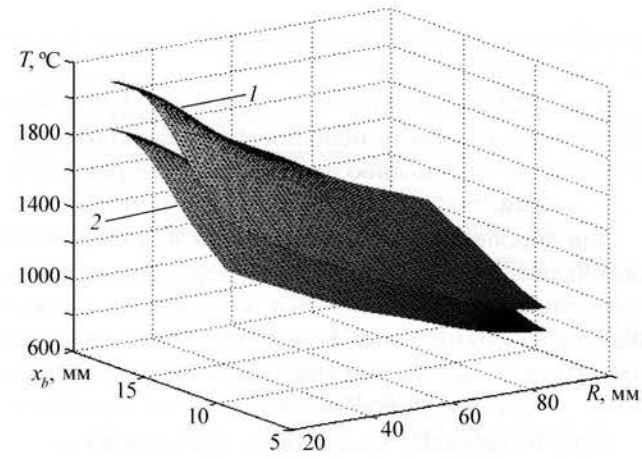


Рис. 3. Зависимости температуры частиц *T* от их дисперсности *R* и длины ядра пламени x_b при разных температурах пламени:
1 – T_b = 3100 °C, T_c = 1900 °C, T_d = 900 °C; *2* – T_b = 2700 °C, T_c = 1500 °C, T_d = 700 °C

ратура более мелких частиц сильнее реагирует на изменение скорости движения. По-видимому, сказывается значительно бóльшая поверхность теплообмена у мелких фракций порошка и, как результат, их реакция на нагрев и остывание. Выравнивание температур частиц на бóльших удалениях в работе [1] объяснено меньшей скоростью крупных частиц, в результате чего они имеют большее время на нагрев.

Рисунок 3 отражает тепловое состояние частиц переменной дисперсности в пламени (теплоносителе) разной мощности. Как известно, основным показателем расходной мощности пламени (горючий газ – окислитель) являются диаметр и длина ядра пламени и объемы факела. Уровни температур пламени при этом сохраняются, меняя только линейную привязку. Для ацетиленокислородного пламени длины ядра определены диапазоном 10...17 мм, соответствующим расходной мощности 0,25...5,9 м^3/ч.

Температура нагрева частиц пламенем переменной мощности также сильно различается в зависимости от их дисперсности: мелкие частицы из рассмотренного диапазона в среднем достигают температур, в 1,4...1,6 раза более высоких, чем крупные. Выражено нарастание температур всех частиц при увеличении мощности до 3,5...3,7 м^3/ч. Дальнейшее форсирование мощности пламени замедляет рост температуры порошка. Возможно, сказывается растущая скорость потока пламени (снижение эффекта торможения и времени нагрева частиц). Не исключено начало явления обратной отдачи теплоты от сильно перегретых частиц в область факела пламени с уже достаточно низкой температурой. На основании изложенного можно сделать общее заключение: фактор мощности теплоносителя сопоставим по эффективности с ролью дисперсности частиц.

Как известно, подача порошка приводит к определенной нестационарности горения пламени и неизбежно корректирует (снижает) его собственные температуры. Естественно, снижение температур пламени и соотношения расходов горючей смеси и порошка не должно выходить за пределы, приводящие к срывам или гашению пламени. Нейросеть также фиксирует влияние колебаний собственных температур пламени на нагрев частиц (см. рис. 3), однако эти колебания уступают влиянию дисперсности частиц и расходной мощности пламени.

Роль начальной скорости частиц объясняется связью температуры частиц со временем пребывания в теплоносителе. Связка "температура–скорость" частиц при столкновении с основой для многих технологий является определяющей и часто применяется при классификации газотермических процессов. После выхода частиц из сопла могут происходить их интенсивный разгон (детонационное и плазменное напыление), умеренный разгон (газопламенное напыление), торможение (газопорошковая наплавка). При этом не все частицы имеют одинаковый скоростной режим, так как поток частиц близок по форме к конусу, а скорости потока теплоносителя на периферии уже иные.

Опрос нейросети показал (рис. 4), что при малых скоростях (порядка 5 м/с) диапазон температур частиц следующий: от 1600 °C для частиц 50 мкм до 900 °C для частиц 200 мкм. Нелинейность указанной связи подтверждается почти полным выравниванием температуры порошка при возрастании скоростей до 25 м/с, причем выравниванием буквальным (разброс 100...150 °C), что исключает роль дисперсности частиц. Таким образом, при необходимости более полного отбора теплоты пламени возможность разгона

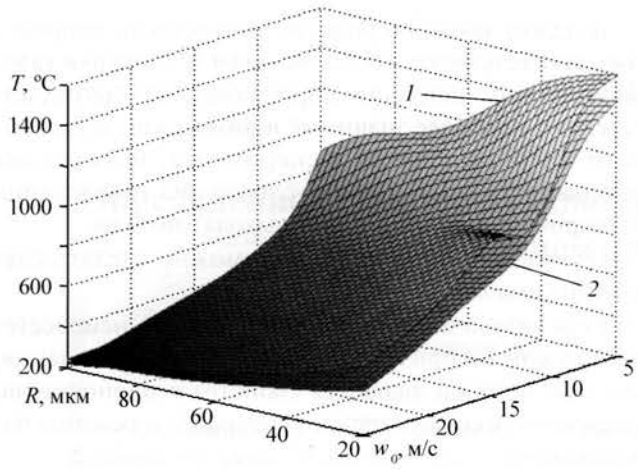


Рис. 4. Зависимости температуры частиц *T* от их дисперсности *R* и начальной скорости частиц w_0 при разных значениях температуропроводности *a* и теплопроводности λ материала частиц:
1 – $a = 1{,}35 \cdot 10^{-5}$ м²/с, $\lambda = 60 \cdot 10^{-3}$ кал/(см·с·°С); *2* – $a = 1{,}25 \cdot 10^{-5}$ м²/с, $\lambda = 50 \cdot 10^{-3}$ кал/(см·с·°С)

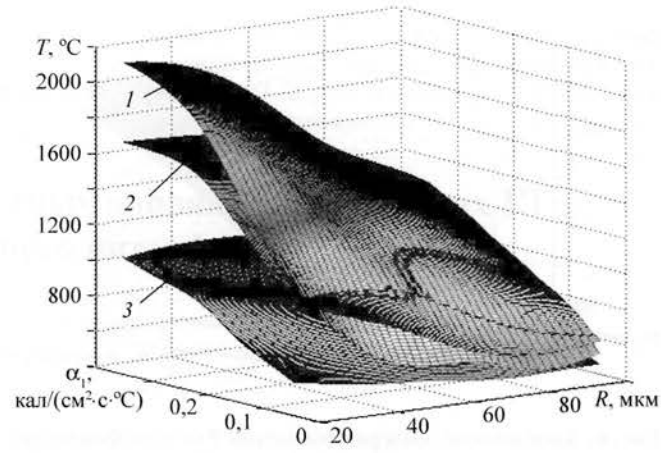


Рис. 5. Зависимости температуры частиц *T* от их дисперсности *R* и коэффициента теплопередачи α_1 при разных удалениях от сопла:
1 – x = 25 мм; *2* – x = 50 мм; *3* – x = 75 мм

частиц следует свести к минимуму (например, не применять большие давления газа, подающего порошок, выбирать место поступления порошка в поток теплоносителя по возможности ближе к высокотемпературной зоне). Это соответствует известной практике. Так, в газопорошковых горелках порошок подается инжекцией или под действием собственного веса, в результате чего его скорости в пламени примерно на порядок ниже, чем, например, при плазменном напылении, а достигаемые температуры частиц сопоставимы (при температуре пламени, намного меньшей температуры плазмы). При варьировании свойств материала частиц (теплопроводность и температуропроводность по табл. 1) нейросеть реагирует следующим образом: разброс составляет от 100 °С для частиц размером 40 мкм при w_0 = 5 м/с до 0 °С для частиц размером 200 мкм при w_0 = 25 м/с (соответственно поверхности *1* и *2* на рис. 4). Таким образом, влияние этих теплофизических параметров достаточно нивелировано.

Важнейшим параметром тепловых расчетов является коэффициент теплопередачи. Его оценка привязана к конкретному теплоносителю, зависит от соотношения площади поверхности и объема объекта нагрева, но экспериментально сильно осложнена. По этому показателю дисперсный материал (порошок) значительно опережает прутки, проволоку, ленту, также используемые при нанесении покрытий. При прохождении порошком плазменной струи коэффициент теплопередачи составляет 0,22, 0,72 и 4,1 кал/(см²·с·°С) в случае использования аргона, азота и водорода соответственно. Теплопередача частицам от пламени гораздо ниже. Так, для пламени (расход кислорода 441 л/ч, ацетилена 402 л/ч) экспериментальные оценки теплопередачи приведены в табл. 2.

Вход нейросети по коэффициенту теплопередачи задавался в расширенном диапазоне: 0,05...0,35 кал/(см²·с·°С) (рис. 5). Как и ожидалось, влияние интенсивности теплопередачи весьма существенно и связано с близостью к наиболее высокотемпературной области пламени. Так, при x = 25 мм (поверхность *1*) возрастание до α_1 = 0,35 кал/(см² ·с·°С) для мелких фракций сопровождается скачком температур в область 2000 °С. При увеличении дальности до 50 и 75 мм (поверхности *2* и *3*) пределы температур таких частиц соответственно ниже – 1600 и 1000 °С. Крупные частицы (до 200 мкм) реагируют на такое возрастание интенсивности теплообмена более инертно (до 1200 °С). На бóльших удалениях (поверхности *2* и *3* на рис. 5) температуры частиц всего диапазона дисперсности практически идентичны. Таким образом, низкотемпературный факел пламени только за счет интенсивности теплопередачи не в состоянии обеспечить возрастания температур частиц.

На рис. 6 показано влияние на температуру частиц принятых в расчетах коэффициентов теплопередачи для всех трех зон пламени: воспламенения (*ab*), горения (*bc*), догорания (*cd*). Видно, что определяющим

Таблица 2

Удаление от сопла, мм	5	14	30	50	100
Температура пламени, °С	2700	2800	2450	2250	2070
Коэффициент теплопередачи, кал/(см²·с·°С)	0,122	0,199	0,117	0,108	0,0548

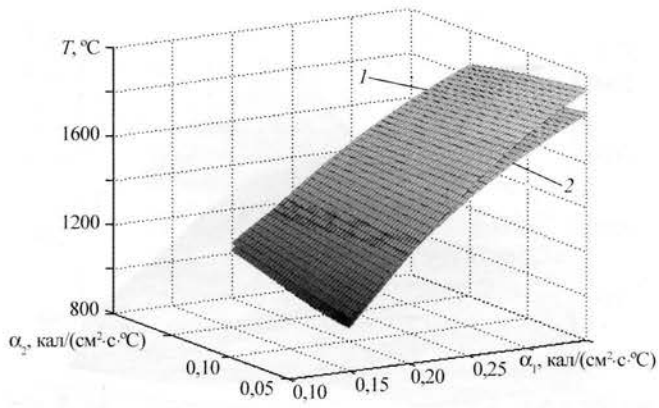


Рис. 6. Зависимости температуры частиц *T* от коэффициентов теплопередачи в зонах *ab*, *bc* и *cd* пламени:
1 – α_3 = 0,01 кал/(см²·с·°C); *2* – α_3 = 0,1 кал/(см²·с·°C)

является теплообмен в высокотемпературной зоне пламени (α_1). В зоне горения влияние теплообмена (α_2) заметно ниже. В зоне догорания (факел пламени) роль теплообмена (α_3) сравнительно незначительна. Так, верхняя поверхность *1* соответствует α_3 = 0,1, а поверхность *2* – α_3 = 0,01 кал/ (см²·с·°C) (т.е. разность 50...100 °C приходится на десятикратное превышение интенсивности теплопередачи). Тем не менее, это не означает, что факел пламени может быть исключен из расчетов. В нем также имеет место достаточный отбор теплоты пламени, но уже за счет увеличенного времени пребывания частиц. Основная роль факела, как показывают ответы нейросети, заключается в поддержании частицами температур, набранных в предыдущих, более высокотемпературных зонах. Данные на рис. 6 позволяют оценить градиенты температур относительно всех принятых в расчетах коэффициентов теплопередачи ($\Delta T/\Delta\alpha_{1,2,3}$).

Подобным образом могут быть представлены и обсуждены любые иные взаимосвязи, включенные в вектор входа нейросети. Промышленные порошки имеют, как правило, переменную дисперсность со сложным распределением, что также следует учитывать при рассмотрении среднемассовой температуры частиц.

В целом закономерности, выявленные нейросетью, соответствуют исследованиям и практике газотермического нанесения порошковых покрытий, определяют наиболее значимые взаимосвязи, детализируют их в численном эксперименте, показывают возможность дальнейшего усложнения (повышения размерности векторов входа-выхода) модели.

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

1) показана возможность построения нейросетевой модели на примере газопламенного напыления, входами которой являются свойства теплоносителя, характеристики дисперсного материала и режимы нанесения;

2) в среде Neural Networks Tools Matlab спроектирована, обучена и протестирована нейронная сеть для определения температуры частиц в зависимости от 13 переменных процесса напыления; по опросам сети построена серия 3D-диаграмм для анализа выявленных нелинейных теплофизических взаимосвязей;

3) нейросетевое моделирование значительно расширяет и уточняет представления о поведении дисперсных материалов в струе теплоносителей (от низкоскоростных до сверхзвуковых) и может быть применено при исследованиях большинства газотермических технологий, основанных на контроле связки "температура–скорость частиц".

ЛИТЕРАТУРА

1. **Хокинг М., Васантасри В., Сидки П.** Металлические и керамические покрытия: получение, свойства и применение: пер с англ. М.: Мир, 2000. 518 с.

2. **Бобров Г.В., Ильин А.А.** Нанесение неорганических покрытий. М.: Интермет Инжиниринг, 2004. 624 с.

3. **Дьяконов В.П., Круглов В.В.** MATLAB 6.5 SPI/7/7 SP1/7 SP2 + Simulink 5/6. Инструменты искусственного интеллекта и биоинформатики. М.: СОЛОН-ПРЕСС, 2006. 456 с.

4. **Федосов В.В., Федосова А.В.** Влияние торможения частиц при переносе и нагреве порошка газокислородным пламенем // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 2. С. 23–29.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Каширин А.И., Шкодкин А.В. Метод газодинамического напыления металлических покрытий: развитие и современное состояние.

А.М. Смыслов *(Уфимский государственный авиационный технический университет),*
С.П. Павлинич, А.И. Дубин *(ОАО "Уфимское моторостроительное производственное объединение")*

Определение остаточных поверхностных напряжений в деталях ГТД с использованием лазерного интерферометра

Рассмотрены вопросы контроля остаточных поверхностных напряжений (ОПН) в деталях сложной формы разрушающим методом. Предложена конструкция устройства для автоматизированного контроля ОПН, описаны его основные блоки.

The questions of checking surface residual stresses (SRS) in complicated form parts by the destructive method is considered. Device of automatic control parameters of SRS is offered, its main units are described.

Надежность и долговечность деталей *газотурбинных двигателей* (ГТД) в большой степени зависят от физико-химического и структурно-фазового состава, глубины и степени наклепа, микрогеометрии и остаточных поверхностных напряжений сжатия или растяжения.

ОПН оказывают значительное влияние на сопротивление усталости деталей, работающих в условиях статических и знакопеременных нагрузок. При стендовых испытаниях и в процессе эксплуатации наличие растягивающих ОПН является причиной образования и развития усталостных трещин [1], в значительной степени снижающих долговечность деталей (рис. 1).

Оценка ОПН в поверхностном слое деталей сложных форм, в местах концентрации напряжений (выкружки пазов дисков, радиусы переходов на дисках, лабиринтах, поверхностей впадин и рабочие поверхности зубчатых колес, радиусы перехода пера лопатки к полке замка и т.д.) особенно актуальна при эксплуатации изделий с большим ресурсом и для прогнозирования остаточного ресурса в дальнейшем. Как правило, требуется установить не только знак остаточных напряжений, но и их уровень, глубину залегания, характер распределения [1]. Определение ОПН крайне важно при внедрении в технологический процесс новых методов обработки и выборе при этом оптимальных технологических режимов.

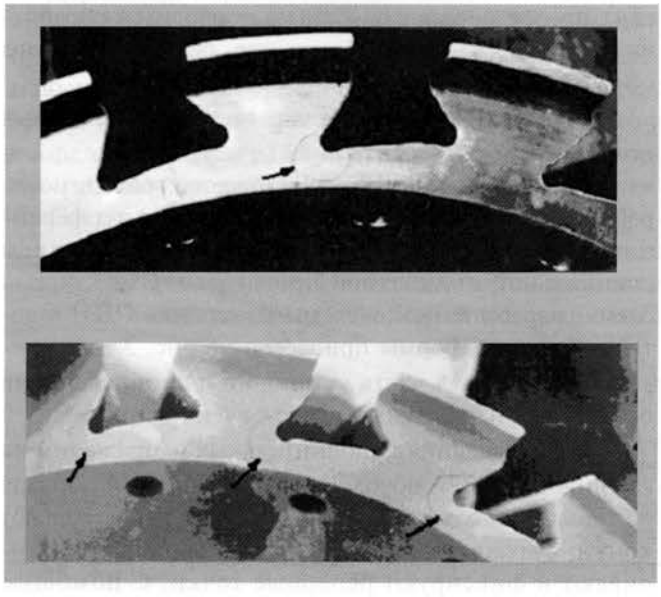


Рис. 1. Усталостные трещины (показаны стрелками) на диске компрессора высокого давления

Наиболее достоверным и хорошо зарекомендовавшим себя многолетней практикой контроля качества поверхностного слоя деталей ГТД является метод определения остаточных напряжений путем послойного стравливания [1]. Он реализуется на приборах "ПИОН" по методике [2] и заключается в записи деформаций перемещений образца прямоугольной формы в процессе его электрохимического травления и последующей математической обработке полученных значений. В основном указанный процесс проводят вручную с графическим дифференцированием кривой деформации.

Несмотря на простоту реализации рассмотренных методик, им свойственны следующие недостатки:

- необходимость настройки регистрирующего оборудования перед каждым измерением;
- высокая трудоемкость обработки экспериментальных данных и, как следствие, появление вторичных (дополнительных) погрешностей;
- сложность формализации получаемых результатов.

Кроме того, при определении ОПН учитывают только одну составляющую (из трех), которая соответствует первой производной от кривой деформации, что приводит к значительным погрешностям расчета в тонких образцах, а также в образцах с фор-

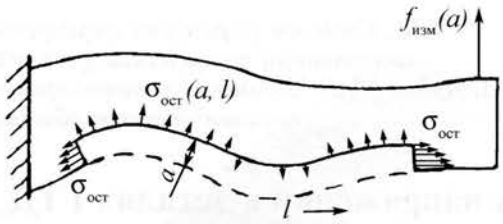


Рис. 2. Схема определения ОПН в плоских образцах произвольной формы [1]

мой поперечного сечения, отличной от прямоугольной (рис. 2).

Исходные остаточные напряжения на глубине a принято определять по следующей формуле:

$$\sigma_{ост}(a) = \sigma_{выр}(a, l) - \sigma_{в}(a, l) - \sigma_{д}(a, l), \qquad (1)$$

где $\sigma_{ост}(a)$ – исходные остаточные напряжения в поверхностном слое образца на глубине a, которые в соответствии с обычно принимаемыми допущениями предполагаются постоянными вдоль исследуемой поверхности, т.е. по координате l;

$\sigma_{в}(a, l)$ – дополнительные напряжения на глубине a, обусловленные вырезкой образца из детали;

$\sigma_{выр}(a, l)$ – напряжения, существующие в слое толщиной a после вырезки образца и удаления предыдущих слоев;

$\sigma_{д}(a, l)$ – дополнительные напряжения в слое материала на глубине a, вызванные удалением предыдущих слоев.

В настоящее время на некоторых машиностроительных предприятиях [3, 4] существуют отдельные примеры создания собственных установок-аналогов взамен устаревших. Так, в компьютеризированной установке МерКулОН "Тензор-3" [4] реализуется непрерывный процесс удаления исследуемых слоев, при котором кулонометрическим методом определяют толщину стравленного слоя – глубину залегания остаточных напряжений. Однако в рассмотренной методике не в полной мере решены вопросы точности измерений и оперативного контроля процесса травления исследуемого образца.

Принципиальное отличие предлагаемой установки от предыдущих аналогов заключается в использовании в качестве измерителя микроперемещений более точного прибора – лазерного интерферометра [5–7]. Первичные преобразователи при этом имеют высокий порог чувствительности (порядка $1 \cdot 10^{-20}$ м). Такие измерители при эксплуатации требуют решения следующих задач:

1) получение информации от минимально возможного участка поверхности контролируемой детали;

2) создание регистрирующей системы для автоматического измерения сдвига интерференционных полос.

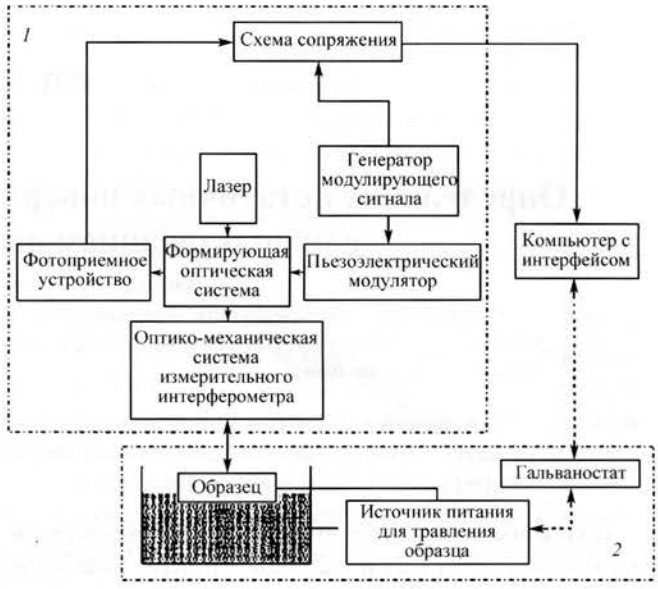


Рис. 3. Структурная схема системы определения остаточных напряжений в деталях сложной формы:
1 – блок регистрации микроперемещений; *2* – блок травления

Первую задачу решают путем жесткой фокусировки лазерного луча, вторую – выбором оптической схемой интерферометра и возможностями блока регистрации (ПЭВМ).

В составе блока регистрации предусмотрено устройство для измерения сдвига интерференционных полос и модуля управления оптическим дефлектором. В устройстве формируется синусоидальное напряжение управления исполнительным механизмом оптического дефлектора на основе пьезокерамических преобразователей, а также проводится обработка интерференционного сигнала, регистрируемого оптическим фотоэлектронным датчиком.

В процессе измерений сдвиг интерференционных полос может составлять $n\lambda/2$ ($n = 1, \pm2, \pm3, ...$; λ – длина волны, нм), поэтому возникает необходимость реверсивного отсчета целых и дробных интерференционных полос, который ведут с использованием специальной прикладной программы. Структурная схема разработанной системы измерения ОПН в деталях сложной формы приведена на рис. 3.

Механическая часть установки для определения остаточных напряжений представлена на рис. 4.

Для определения дополнительных напряжений на глубине a $\sigma_{в}(a, l)$, обусловленных вырезкой образца из детали, используется блок *2*. На детали очерчивают контур будущего образца. Далее на образце устанавливают и фиксируют реперные точки. С помощью блока *4* определяют их координаты до и после вырезки. По изменению координат реперных точек опре-

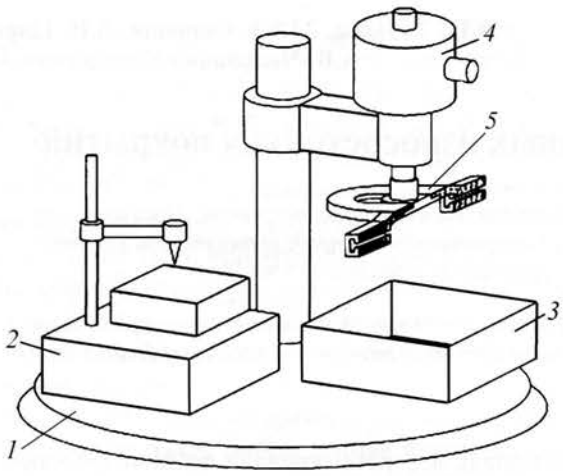


Рис. 4. Установка для определения остаточных напряжений: *1* – платформа со стойкой; *2* – блок определения координат реперных точек; *3* – блок травления образца; *4* – блок измерения микроперемещений; *5* – блок крепления исследуемого образца

деляют прогиб образца, что позволяет установить дополнительные напряжения на глубине *a* от вырезки. Затем образец закрепляют в блоке *5*. Далее измеряют остальные составляющие остаточных напряжений с помощью следующих блоков:

- удаления слоев материала с поверхности образца;
- измерения деформации образца;
- переработки полученной информации.

В процессе травления необходимо контролировать микроперемещения, возникающие при изменении формы исследуемого образца. Для этого на образце устанавливают специальный отражатель (зеркало).

Держатели образца (при двухопорной схеме) закрепляют на консоли *3* (блок травления образца), причем образец может перемещаться по оси *X*. Перемещение исследуемого образца вдоль оси *Y* обеспечивается передвижением корпуса *2* (блок определения координат реперных точек) относительно платформы *1* за счет подпружиненной винтовой пары.

Состав электролита и режимы травления подобраны с учетом методики [2] в зависимости от материала исследуемого образца. Для стабилизации скорости процесса использован управляемый источник тока (гальваностат), предназначенный для поддержания параметров электрохимического травления, которое проводят по программе, встроенной в прибор ЭВМ. Ток травления и потенциал поверхности, изменяющиеся в процессе эксперимента, сохраняются для дальнейшего анализа и использования в расчетах.

Таким образом, предложен вариант создания новой установки для определения остаточных напряжений с применением лазерного интерферометра в образцах сложной формы. Основными преимуществами предлагаемого варианта определения ОПН являются:

- автоматизация процесса травления образцов;
- снижение трудоемкости расчетов ОПН;
- повышение точности измерений ОПН;
- возможность проведения контроля различных конструкционных материалов, в том числе титановых сплавов;
- возможность реализации разных схем травления;
- повышение достоверности результатов измерений.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Архипов А.Н., Пряжников А.Б., Морозов С.Е.** Определение остаточных напряжений в поверхностных слоях изделий сложной формы // Науч.-техн. отчет ЦИАМ № 11376. 1989. 72 с.

2. **Определение** остаточных напряжений в поверхностном слое пера лопаток двигателей: метод. материалы / НИАТ, 1965. 20 с.

3. **Безъязычный В.Ф., Тимофеев М.В., Тимофеев Е.В.** Автоматизированная метрологическая система для определения остаточных напряжений в поверхностном слое деталей авиационных двигателей. РГАТА // www.elib.vstu.ru.

4. **Меркулова Н.С., Иванова Т.О., Гринченко М.И.** Совершенствование средств контроля поверхностных остаточных напряжений и их метрологическая аттестация // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 3. С. 35–42.

5. **Застрогин Ю.Ф.** Прецизионные измерения параметров движения с использованием лазера. М.: Машиностроение, 1986. 272 с.

6. **Гутов В.И., Ильиных С.П.** Компьютерная интерференция. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2004. 252 с.

7. **Неразрушающий** контроль и диагностика: справ. / В.В. Клюев, Ф.Р. Соснин, А.В. Ковалев и др.; под ред. В.В. Клюева. 3-е изд., испр. и доп. М.: Машиностроение, 2005. 656 с.

В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов *(Ульяновский ГТУ)*

Механические свойства ионно-плазменных износостойких покрытий*

Исследованы механические свойства легированных PVD-методом износостойких покрытий. Показано, что легирование покрытия TiN приводит к росту модуля упругости, микротвердости, предела текучести, критического коэффициента интенсивности напряжений и вязкости разрушения материала покрытия.

The mechanical properties of the alloyed PVD coatings are researched. It is shown, that alloying of coating TiN leads to growth of E-module, microhardness, a limit of fluidity, critical factor of intensity of pressure and viscosity of destruction of coating material.

Физико-механические свойства износостойких покрытий определяют их эффективность и, в дальнейшем, работоспособность режущего инструмента.

Исследовали двухэлементные нитридные покрытия TiZrN, TiAlN, TiSiN, TiMoN, TiCrN и TiFeN в сравнении с одноэлементным покрытием TiN. Изучали микротвердость H_μ, твердость по Мейеру HM, модуль упругости E, предел текучести $\sigma_т$, критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC}, вязкость разрушения $K_{ICП}$. Покрытия наносили на пластины из твердого сплава МК8.

Измерение микротвердости H_μ проводили по восстановленному отпечатку на приборе ПМТ-3 с использованием пирамиды Виккерса [1]. Для определения истинной микротвердости покрытия H_μ^0 использовали метод экстраполяции на нулевую глубину проникновения индентора, предложенный в работах [2]. Твердость по Мейеру рассчитывали по полученным значениям микротвердости:

$$HM = \frac{H_\mu}{\sin 68°}. \qquad (1)$$

Модуль упругости E определяли с использованием метода кинетической микротвердости по формуле [3]

$$E = \frac{1-\nu^2}{c_ф \sqrt{A_{max}} / (dP/dh) - (1-\nu_{ин}^2)/E_{ин}}, \qquad (2)$$

где dP/dh – производная нагрузки по глубине проникновения индентора в начале кривой разгружения;

$E_{ин}$ = 950 ГПа, $\nu_{ин}$ = 0,07 – модуль упругости и коэффициент Пуассона индентора;

$c_ф$ = 1,142 – постоянная для пирамиды Виккерса;

A_{max} – максимальная площадь отпечатка.

Площадь A_{max} рассчитывали по зависимостям [3]

$$A_{max} = (9{,}96 - 12{,}64(1-S) + 105{,}42(1-S)^2 - \\ -229{,}57(1-S)^3 + 157{,}67(1-S)^4)h_{max}^2; \qquad (3)$$

$$\frac{h_r}{h_{max}} = 1 - k_d S,$$

где S – площадь отпечатка;

h_r, h_{max} – остаточная (при снятии нагрузки) и максимальная глубина проникновения индентора;

k_d = 5 – коэффициент формы индентора для пирамиды Виккерса.

Необходимые данные для расчета значения E представлены в табл. 1.

Результаты исследований микротвердости, твердости по Мейеру и модуля упругости покрытий представлены в табл. 2 (во всех случаях размер отпечатка c = 126 мм). Как видно, легирование покрытия TiN

Таблица 1

Результаты исследований механических характеристик при испытании покрытий методом кинетической микротвердости

Покрытие	h_{max}, мкм	h_r, мкм	$\frac{dP}{dh}$, МН/м
TiN	1,30	0,65	1,538
TiAlN	1,26	0,63	1,587
TiZrN	1,25	0,62	1,587
TiSiN	1,28	0,64	1,563
TiFeN	1,29	0,65	1,563
TiCrN	1,28	0,63	1,538
TiMoN	1,28	0,65	1,587

Примечание. Максимальная нагрузка при нагружении составляла P_{max} = 0,5 Н.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 2006–2008 гг. (№ 06-08-00400) "Теоретическое и экспериментальное исследование закономерностей разрушения многоэлементных покрытий режущего инструмента".

приводит к росту твердости H_μ и НМ: при легировании покрытия алюминием и цирконием микротвердость покрытий TiAlN и TiZrN увеличивается соответственно на 36 и 31 %, твердость по Мейеру – на 33 %, а при легировании железом – соответственно на 16,5 и 13,7 %. Двухэлементные покрытия имеют более высокий модуль упругости (на 8...23 % больше, чем покрытие TiN); при этом наибольшие значения E также соответствуют покрытиям TiAlN и TiZrN.

Для оценки процесса разрушения абсолютно хрупкого тела в механике разрушения обычно используют критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC}. В то же время хрупкому разрушению всегда предшествует определенная пластическая деформация [4], влияние которой учитывает вязкость разрушения $K_{ICП}$. Рассмотрим возможность использования указанных параметров применительно к износостойким покрытиям.

Для определения критического коэффициента интенсивности напряжений воспользуемся зависимостью, полученной на основе данных работ [5, 6]:

$$K_{IC} = \frac{E}{8K(1-\nu^2)}\sqrt{\frac{a}{2\pi(1-\nu^2)}}, \qquad (4)$$

где a – период кристаллической решетки износостойкого покрытия, м;

ν – коэффициент Пуассона износостойкого покрытия;

$K = 0{,}107$ – коэффициент [5].

Вязкость разрушения [7]

$$\frac{K_{ICП}}{\sigma_т\sqrt{c}}\left(\frac{\sigma_т}{E}\right)^{0,4} = 0{,}035\left(\frac{C}{c}-1\right)^{-0,5}. \qquad (5)$$

Предел текучести материала покрытия $\sigma_т$ определяли, используя зависимость Р. Хилла [8]

$$\frac{q}{\sigma_т} = \frac{2}{3}\left[1+\frac{3}{3-(1-2\nu)\frac{\sigma_т}{E}}\times \right.$$
$$\left.\times\ln\frac{3}{(1-2\nu)\frac{\sigma_т}{E}+3(1+\nu)\frac{\sigma_т}{E}-(1-2\nu)(1+\nu)\frac{\sigma_т^2}{E^2}}\right], \qquad (6)$$

а контактное давление q рассчитывали по формуле

$$\frac{q}{НМ} = 1-0{,}23\left(\frac{НМ}{E}\right)^{0,5}+4{,}356\frac{НМ}{E}-27{,}233\left(\frac{НМ}{E}\right)^{1,5}+$$
$$+45{,}586\left(\frac{НМ}{E}\right)^{2}-24{,}539\left(\frac{НМ}{E}\right)^{2,5}. \qquad (7)$$

Результаты расчета критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC}, вязкости разрушения $K_{ICП}$, а также предела текучести для различных покрытий представлены в табл. 2.

Анализ полученных результатов показал, что для двухэлементных покрытий характерно увеличение предела текучести на 17...20 % в сравнении с покрытием TiN. В порядке возрастания предела текучести легирующие элементы можно расположить следующим образом: кремний, молибден, железо, хром, алюминий и цирконий. Более высокие значения модуля упругости двухэлементных покрытий ведут к повышению критического коэффициента интенсивности напряжений в сравнении с покрытием TiN

Таблица 2

Механические свойства износостойких покрытий

Покрытие	НМ, ГПа	H_μ, ГПа	H_μ^0, ГПа	E, ГПа	$\sigma_т$, ГПа	$\frac{C}{c}$	K_{IC}, МПа·м^{0,5}	$K_{ICП}$, МПа·м^{0,5}
TiN	31,45	27,84	29,16	307	9,53	2,49	3,39	12,29
TiAlN	41,40	37,78	38,39	369	12,26	2,62	4,07	14,77
TiZrN	41,91	36,57	38,85	379	12,38	2,75	4,22	14,44
TiSiN	37,39	33,24	34,67	350	11,17	2,45	3,88	14,46
TiFeN	35,79	32,49	33,20	332	11,61	2,92	3,67	12,59
TiCrN	37,21	33,14	34,52	344	11,80	2,88	3,80	13,04
TiMoN	37,64	34,21	34,92	358	11,26	2,63	3,96	13,84

Обозначение: C – длина трещины Палмквиста [5].

на 8...25 %. Рост K_{1C} свидетельствует об увеличении сопротивляемости материала двухэлементных покрытий хрупкому разрушению. Наибольший рост K_{1C} вызывает легирование покрытия TiN алюминием и цирконием.

Изменение предела текучести и модуля упругости, характерное для двухэлементных покрытий, приводит к росту вязкости их разрушения $K_{1СП}$. Легирование покрытия TiN алюминием повышает $K_{1СП}$ на 20 %, кремнием и цирконием – на 18 %. Как видно по данным табл. 2, наибольший критический коэффициент интенсивности напряжений имеет покрытие TiZrN, а наибольшая вязкость разрушения характерна для покрытия TiAlN, что связано с высокой прочностью химических связей и термодинамической устойчивостью, характерными для данного покрытия. Сочетание указанных свойств повышает уровень пластических деформаций, возникающих при образовании и росте трещины, и, соответственно, работы на образование в нем трещины.

Высокие значения коэффициента K_{1C} для покрытия TiZrN обусловлены его структурой. Данное покрытие наносят с использованием раздельных катодов, что приводит к образованию микрослоистой структуры [9]. Наличие микрослоистости, состоящей из отдельных фаз покрытия и переходных микрослоев сложного состава, увеличивает затраты энергии на продвижении в таком покрытии микротрещины.

Как следует из табл. 2, значения вязкости разрушения покрытий более чем в 3 раза превышают критический коэффициент интенсивности напряжений. Этот факт свидетельствует о том, что пластические деформации при развитии трещин в покрытиях играют важную роль в процессе их торможения, поэтому при определении прочности материала покрытий более корректно использовать вязкость разрушения, а не критический коэффициент интенсивности разрушения.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф., Бакиров М.Б.** Методы измерения твердости. М.: Металлургия, 2000. 128 с.
2. **Баринов С.М., Де Мариа Д., Ферро Д.** Измерение твердости тонких керамических пленок // Заводская лаборатория. 2001. № 11. С. 42–47.
3. **Giannakopoulos A.E., Suresh S.** Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation // Scripta Materialia. 1999. No. 10. P. 1191–1198.
4. **Кремнев Л.С.** Критический коэффициент интенсивности напряжений и вязкость разрушения высокопрочных инструментальных материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 1. С. 30–35.
5. **Мешков Ю.А.** Энергетический критерий Гриффитса в микро- и макромеханике разрушения хрупких тел // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 1. С. 25–30.
6. **Колбасников Н.Г.** Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичность. СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2000. 314 с.
7. **Новиков Н.В., Дуб С.Н., Булычев С.И.** Методы микроиспытаний на трещиностойкость // Заводская лаборатория. 1988. Т. 54. № 7. С. 60–67.
8. **Булычев С.И., Алехин В.П.** Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.
9. **Табаков В.П.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями на основе сложных нитридов и карбонитридов титана. Ульяновск: УлГТУ, 1998. 123 с.

Основные показатели способов наплавки

Способ наплавки	Толщина слоя, мм	Производительность, кг/ч	Прочность соединения, МПа
Электродуговая самозащитной проволокой	0,5...3,5	1,0...3,0	450
Электродуговая под слоем флюса	1,0...5,0	0,3...3,0	550
Электродуговая в среде диоксида углерода	0,5...3,5	1,5...4,5	
Электродуговая в среде аргона	0,5...2,5	0,3...3,6	450
Вибродуговая	0,5...1,5	0,3...1,5	400
Газопламенная	0,5...3,5	0,15...2,0	480
Плазменная (порошковая)	0,5...5,0	1...12	490

УДК 621.9.048

Ю.Т. Гайлит, Е.А. Митрюшин *(ММПП "Салют"),*
Б.П. Саушкин *(МАТИ – Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского; МГТУ "МАМИ")*

Электроконтактная обработка жаропрочных материалов на модернизированном токарном станке

Модернизация токарного станка позволила осуществить высокоэффективную электроконтактную обработку наружных поверхностей тел вращения. Установлена возможность реализации как грубого чернового, так и мягкого чистового режима путем изменения параметров обработки.

Modernization of the lathe allows to make high effective electrocontact machining of external surfaces on the rotating details. It is shown that as rough high productive as fine low productive technologies may be realized using different technological parameters.

Коэффициент обрабатываемости резанием современных жаропрочных материалов на никелевой и кобальтовой основе составляет 0,05...0,1, что предопределяет целесообразность применения электрофизических и электрохимических методов для обработки соответствующих изделий [1]. В связи с этим метод *электроконтактный обработки* (ЭКО) представляет значительный интерес как один из наиболее производительных для снятия припуска (производительность обработки до 500 кг/ч).

Установлено, что разрушение материала заготовки при ЭКО является в общем случае результатом нескольких одновременно протекающих процессов (фрикционное разрушение, разрушение в результате нагрева джоулевым теплом и тепловой энергией электрических разрядов, электрохимическое растворение при использовании токопроводящих рабочих сред), поэтому скорость удаления припуска при ЭКО можно представить обобщенным выражением

$$v_{\Sigma} = k_c (v_{ф} + v_{дж} + v_{эр} + v_{эх}),$$

где коэффициент k_c отражает взаимное влияние вышеперечисленных процессов фрикционного ($v_ф$), джоулева ($v_{дж}$) и электроразрядного ($v_{эр}$) разрушения, электрохимического ($v_{эх}$) растворения. Очевидно, при наличии синергического (супераддитивного) эффекта при комбинированном разрушении материала заготовки коэффициент $k_c > 1$.

Как правило, доминирует тепловой механизм разрушения, инициируемый несколькими источниками теплоты. Наибольшее практическое применение нашли операции ЭКО, в которых основным источником теплоты служит та или иная форма электрического разряда между электродами и, следовательно, основным механизмом разрушения материала является электрическая эрозия, поэтому этот вид обработки часто рассматривают как разновидность *электроэрозионной обработки* (ЭЭО) [2]. Однако при ЭКО в зону обработки подводят электрический ток, мощность которого существенно больше в сравнении с обычными условиями ЭЭО, вследствие чего производительность ЭКО значительно выше, чем ЭЭО, исключая такую ее разновидность, как обработка стационарной электрической дугой.

В зависимости от удельной мощности источника тепловыделения электроконтактную обработку разделяют на несколько видов, характеристики которых приведены в табл. 1.

К настоящему времени ЭКО эффективно применяют в операциях вырезки, прошивки отверстий, обработки внутренних и наружных поверхностей вращения, плоскостей, пазов и уступов. Как правило, используют постоянный ток с подачей отрицательного потенциала на *электрод-инструмент* (ЭИ).

Обеспечение станочного парка оборудованием для электроконтактной обработки осуществляется в настоящее время двумя путями. Некоторые модели и типоразмеры станков изготовляют серийно. Однако многие заводы используют электроконтактное обору-

Таблица 1

Классификация основных видов ЭКО

Вид обработки	Удельная мощность, Вт/см^2	Подача, мм/с	Характеристика вида обработки
1. Низковольтная ЭКО	До 50	0,05...0,1	Обработка проводится при напряжениях 6...12 В и давлении в зоне контакта до 1,5 МПа. Основной источник теплоты – джоулево тепло. Используется преимущественно при чистовой обработке и упрочнении
2. ЭКО со средней интенсивностью тепловыделения	До $5 \cdot 10^3$	0,1...0,5	Обработка проводится при напряжениях 10...18 В. Развитая форма искродугового разряда. Основные источники теплоты – энергия разряда и джоулево тепло
3. Электрофрикционная обработка	$5 \cdot 10^4$	До 10	Обработка проводится при напряжениях 18...22 В. Наряду с искродуговыми разрядами может возникать квазистационарный дуговой разряд. Основной источник теплоты – энергия разряда. Процесс протекает при небольших давлениях в зоне контакта
4. ЭКО электрическим оплавлением	$5 \cdot 10^5$	До 1500	Обработка проводится при напряжениях 20...60 В. Основной источник теплоты – энергия дугового разряда. Механический контакт между электродами малозаметен или отсутствует. Применяется для высокопроизводительной черновой обработки, преимущественно отрезания
5. ЭКО в электролитах	–	–	Протекание анодных реакций растворения металла приводит при определенных условиях к повышению качества поверхностного слоя

дование, полученное путем модернизации станков токарной или фрезерной групп с использованием имеющейся кинематики относительного перемещения ЭИ и заготовки.

Модернизация токарного станка предусматривает выполнение следующих технических мероприятий:

- оснащение станка источником технологического тока с падающей вольт-амперной характеристикой;
- оснащение станка рабочей головкой с автономным приводом, устанавливаемой на суппорте и снабженной щеточным токоподводящим устройством;
- электрическая изоляция установочных элементов шпинделя и задней бабки от станины;
- оснащение шпинделя или планшайбы щеточным устройством для подвода тока к заготовке.

При такой модернизации можно использовать привод подач суппорта, привод вращения шпинделя и систему подачи рабочей жидкости в зону резания. В соответствии с вышеизложенным разработана техническая документация и выполнена модернизация станка модели SU-40 фирмы TOS (Чехия). На модернизированном станке проведены эксперименты по электроконтактной обработке наружных поверхностей вращения (рис. 1).

Дисковый ЭИ с помощью автономного двигателя *2* вращается с частотой $n_и$ и перемещается относительно заготовки на длине резания *l* с продольной подачей *S*. Для коротких цилиндрических поверхностей используют схему обработки врезанием с поперечной подачей. Щеточные контактные устройства *4* обеспечивают подачу напряжения от источника питания *3* к ЭИ и обрабатываемой заготовке *5*, которая закреплена в шпинделе станка и вращается вместе с ним с частотой $n_з$. Подача рабочей жидкости осуществляется поливом через сопло *6*.

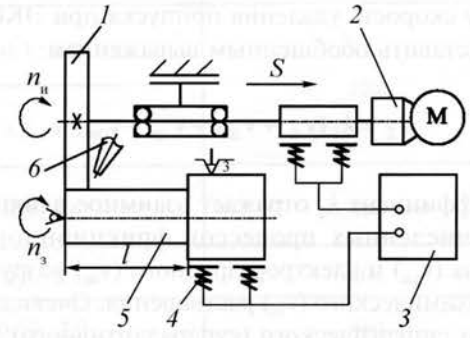


Рис. 1. Схема электроконтактной обработки наружной поверхности вращения

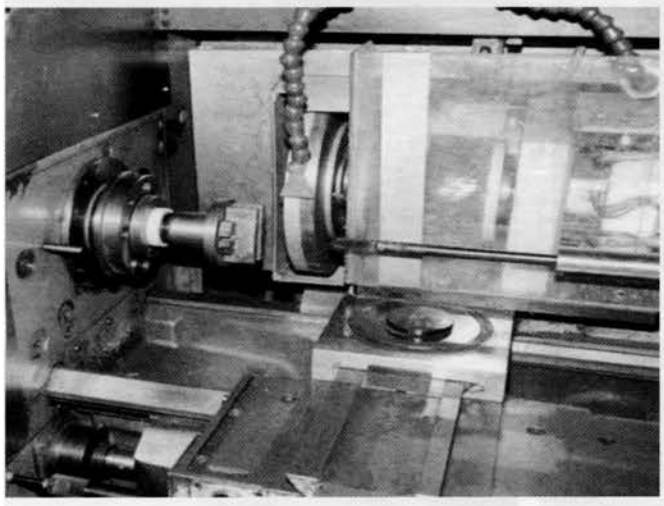


Рис. 2. Рабочая зона электроконтактного станка для обработки тел вращения на базе токарно-винторезного станка

Рабочая зона модернизированного токарно-винторезного станка показана на рис. 2. Этот станок используют при отрезании заготовок и обработке наружных поверхностей вращения.

Следует отметить, что в зависимости от параметров режима можно устанавливать высокопроизводительный (грубый) или мягкий режим работы, обеспечивающий высокое качество поверхности. Ниже представлены результаты экспериментальных исследований, отражающие влияние параметров режима на качество поверхностного слоя. Обработку образцов цилиндрической формы из хромоникелевого сплава ЖС6У проводили чугунным дисковым ЭИ толщиной 25 мм способом врезания. В качестве рабочей жидкости применяли техническую воду. Использовали три режима обработки, параметры которых приведены в табл. 2. Первый режим обеспечивал обработку квазистационарным дуговым разрядом. На втором режиме проводили обработку искродуговыми разрядами с незначительным фрикционным эффектом, а третий режим реализовывали при фрикционном контакте электродов в присутствии искровых разрядов замыкания-размыкания электродов.

Таблица 2

Параметры режима обработки

Режим обработки	Напряжение, В	Частота вращения ЭИ, об/мин	Частота вращения заготовки, об/мин	Поперечная подача, мм/мин
Черновой	40...50	3000	140	25,0
Получистовой	20...25		140	10,6
Чистовой	10...15		700	3,5

Таким образом, мощность вводимого в зону обработки технологического тока посредством электрических разрядов снижается при переходе от чернового к чистовому режиму обработки, что существенным образом сказывается на показателях качества поверхностного слоя (табл. 3).

Внешний вид образцов и поперечные шлифы представлены на рис. 3. Как видно, черновой режим, соответствующий обработке поверхности электрической дугой, характеризуется сильным тепловым воздействием на поверхностный слой образца. Формируется грубая волнистая поверхность со следами оплавления материала; ширина оплавленного слоя с мелкозернистой структурой достигает 250 мкм. В слое имеются поперечные трещины, часть из которых выходит за пределы оплавленного слоя на глубину до 350 мкм. Микротвердость поверхностного слоя соответствует микротвердости сердцевины.

Получистовая обработка протекает в более мягких условиях воздействия на поверхность искродуговых разрядов. Шероховатость поверхности существенно снижается, ширина оплавленного слоя не превышает 50 мкм. Оплавленный слой характеризуется наличием трещин, выходящих за его пределы в тело мате-

Таблица 3

Показатели качества поверхностного слоя

Режим	*Rz*, мкм	Микротвердость, МПа	Ширина оплавленного слоя, мкм	Глубина микротрещин (max), мкм	Производительность, кг/мин
Черновой	250...320	4000...4200	100...250	300...350	3,0
Получистовой	40...60	1500...2000	20...50	70...80	1,0
Чистовой	20...40	3500...4000	10...30	30	0,3

Примечание. Микротвердость сердцевины образца равна 4000...4200 МПа.

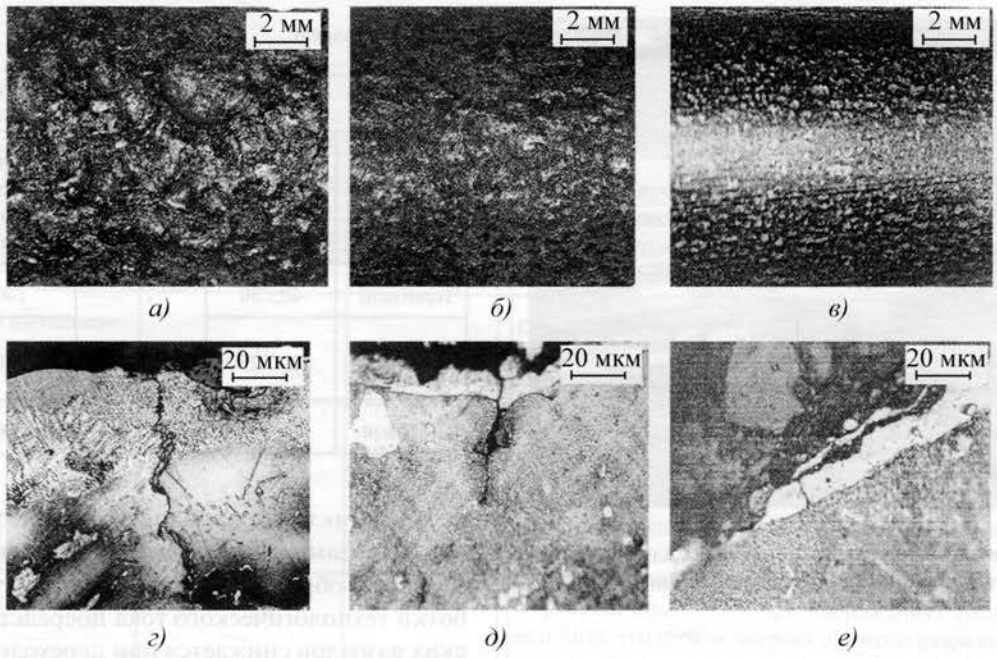


Рис. 3. Вид обработанной поверхности (*а–в*) и поперечные микрошлифы (*г–е*), полученные после обработки на черновом (*а, г*), получистовом (*б, д*) и чистовом (*в, е*) режимах

риала на глубину до 80 мкм. Микротвердость оплавленного слоя ниже, чем сердцевины образца.

Поверхностный слой образца, обработанного на чистовом режиме, характеризуется шероховатостью поверхности 20...40 мкм. Оплавленный слой присутствует, однако наблюдаются участки поверхности, свободные от следов оплавленного слоя, ширина которого не превышает 30 мкм, а формирующиеся микротрещины не выходят за его пределы. Микротвердость оплавленного слоя также несколько ниже, чем в сердцевине образца.

Проведенные эксперименты показали, что модернизированный станок можно успешно использовать для выполнения таких операций, как обработка поверхностей вращения и разрезание изделий из жаропрочных сплавов. При низковольтной обработке и значительном фрикционном взаимодействии электродов наблюдается эффект выглаживания с существенным улучшением показателей качества поверхностного слоя.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Физико-химические** методы обработки в производстве газотурбинных двигателей / под ред. Б.П. Саушкина. М.: Дрофа, 2002. 656 с.

2. **Справочник** по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / под общ. ред. В.А. Волосатова. Л.: Машиностроение. Ленигр. отд-ние, 1988. 719 с.

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение-1".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 28.08.07 г. Подписано в печать 15.10.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,72. Заказ 331. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская периодика", 142110, Московская обл., Подольск, ул. Кирова, д. 15