ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 7 (139)
июль
2016

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместитель главного редактора
д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.Е. ГРОМОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Радкевич М.М., Кудрявцев В.Н. Исследование адгезионной прочности полимерных дисперсно-наполненных защитных покрытий 3

Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С., Рыжова М.Ю., Пахомова С.А. Износостойкость теплостойкой стали после вакуумной цементации 8

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Зайдес С.А., Фам Дак Фыонг. Оценка качества цилиндрических деталей после поперечной обкатки плоскими плитами 14

Лебедев В.А., Кочубей А.А., Чаава М.М., Чумак И.В. Оценка производительности упрочняющей обработки свободнодвижущимися инденторами в условиях вращающегося электромагнитного поля 19

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Романов Д.А., Гончарова Е.Н., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д. Структурно-фазовое состояние электроэрозионного покрытия Cu—Cr, сформированного на меди комбинированным методом 25

Сафонов Е.Н., Пыстогов А.А. Плазменная закалка деталей малой массы 30

Собачкин А.В., Яковлев В.И., Ситников А.А., Логинова М.В., Иванов С.Г., Свиридов А.П. Газодетонационные покрытия юбки поршня двигателя внутреннего сгорания на основе алюмоматричного углеродсодержащего композиционного материала 34

Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г., Борисова М.З. Технологические режимы нанесения и поверхность трения покрытий, полученных электродуговой металлизацией 39

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

Тарасевич Ю.Г. Размерная зависимость удельной теплоемкости наноразмерных тел на основе нанотермодинамики Хилла 43

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

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2016

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 7 (139)
July
2016

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

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

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Radkevich M.M., Kudryavtsev V.N. Study on adhesion strength of polymeric particulate-fillled coatings 3

Smirnov A.E., Fakhurtdinov R.S., Ryzhova M.Yu., Pakhomova S.A. The wear resistance of heat resistant steel after vacuum carburizing 8

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Zaydes S.A., Fam Dak Fyong. Assessment for the quality of cylindrical parts after transverse burnishing with flat plates 14

Lebedev V.A., Kochubey A.A., Chaava M.M., Chumak I.V. Assessment of productivity of the strengthening processing by free indenters in a rotating electromagnetic field 19

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Romanov D.A., Goncharova E.N., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D. Research of structure and tribological properties of Cu—Cr electroerosive coating, formed on copper by the combined method 25

Safonov E.N., Pystogov A.A. Plasma hardening of parts of small mass 30

Sobachkin A.V., Yakovlev V.I., Sitnikov A.A., Loginova M.V., Ivanov S.G., Sviridov A.P. Gas-detonation coatings of the piston skirt for combustion engines based on aluminum matrix carbonaceous composite material 34

Struchkov N.F., Vinokurov G.G., Borisova M.Z. Technological modes of application and the friction surface of the coatings obtained by elektroarc spraying 39

MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES

Tarasievich Yu.G. Size dependency of specific heat of nano-sized objects based on Hill's nanothermodynamics 43

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

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

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2016

УДК 621.793.8

М.М. Радкевич, В.Н. Кудрявцев
(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)
E-mail: radmich@mail.ru

Исследование адгезионной прочности полимерных дисперсно-наполненных защитных покрытий

Рассмотрены вопросы адгезионной прочности полимерных дисперсно-наполненных защитных покрытий отражателей спутниковых антенн. Проанализировано влияние климатических факторов на возникновение дополнительных внутренних напряжений периодического характера внутри изделия. Обоснован выбор контроля адгезионной прочности. Предложен способ неразрушающего контроля адгезионнной прочности при производстве и эксплуатации отражателей спутниковых антенн.

Ключевые слова: *полимерные дисперсно-наполненные защитные покрытия, отражатель спутниковой антенны.*

This article examines matters relating to the adhesion strength of polymeric particulate-filled coatings of reflector dish. The influence of climatic factors on occurrence of additional internal stresses the periodic nature of the inside of the product. Justified the choice control adhesion strength. A method of non-destructive testing adhesion strength as in production, and in the exploitation of satellite antennas reflectors.

Keywords: *polymeric particulate-filled protective coatings, reflector dish.*

Введение

Надежное нанесение полимерных дисперсно-наполненных защитных покрытий на металлическую подложку обеспечивает более качественную защиту изделий радиотехнической промышленности. К таким изделиям, в первую очередь, относятся отражатели спутниковой связи и технологические камеры СВЧ-установок. К техническим параметрам данных устройств предъявляются особые требования, в частности к качеству отражения электромагнитных волн заданного диапазона в неблагоприятных условиях [1]. Спутниковые антенны, или спутниковые тарелки, обеспечивающие спутниковую связь, характеризуются их диаметром. Чем он больше, тем качественнее и увереннее прием сигнала со спутника, выше помехоустойчивость. Для изготовления спутниковых антенн используют различные материалы — стали, алюминиевые сплавы, пластики.

Технология изготовления антенн из перечисленных материалов, к сожалению, не позволяет получать такую поверхность зеркала, которая бы обеспечивала качественное отражение волн. Кроме того, антенны из стали и алюминия подвержены коррозии и деформации под воздействием кислорода воздуха и сернистых газов в атмосфере, влиянию температур и действию солнечных лучей [2, 3]. Для определения этого влияния расчетными методами были получены графические отображения изменений температурных полей отражателя спутниковой антенны при солнечном потоке днем, утром и вечером, которые показаны на рис. 1 (см. с. 4 обложки). Перепад температур по поверхности антенны в течение дня может вызывать в тарелке деформацию, что негативно сказывается на качестве приема сигнала, приводит к зарождению отслоения защитного покрытия от подложки и, как следствие, началу коррозионного процесса [4], который значительно ухудшает условия приема сигнала.

Для защиты антенн применяют различные покрытия и краски, которые являются хорошим диэлектриком и противостоят климатическим воздействиям [5]. Так как высокочастотные токи протекают только в поверхностном слое металла, покрытия не должны снижать уровень принимаемого сигнала за счет большого сопротивления. Это обусловливает определенные требования к состоянию поверхности элементов антенны, которая должна быть ровной и гладкой, а у антенн дециметрового диапазона — даже полированной. Не до-

пускается наличие на поверхности элементов антенны поперечных прорезей или глубоких царапин. Выполнение указанных требований можно обеспечить нанесением качественных покрытий. При этом главенствующую роль играет их адгезионная прочность [6, 7].

Методика и результаты исследования

Механические свойства покрытий во многом определяют уровень их защитных характеристик, а также в значительной степени влияют на функции покрытий в течение всего срока их эксплуатации. Принципиально можно рассматривать два типа красок, используемых для покрытий, — порошковую и жидкую. Сравнительные характеристики обоих типов красок приведены в таблице. Очевидно, что порошковая краска более предпочтительна, чем жидкая, практически по всем характеристикам, несколько уступая по значению изгибной деформации. Однако в процессе эксплуатации отражателей деформации изгиба не проявляются вследствие жесткой конструкции отражателя.

Сравнительная характеристика порошковой и жидкой красок

Параметр	Порошковая краска	Жидкая краска
Деформация растяжения, мм	> 5	> 5
Деформация при прямом ударе, см	> 50	~ 35
Адгезия, балл	0	1...5
Деформация изгиба, мм	< 5	1...5
Твердость по маятниковому прибору типа М-3	0,4	0,15...0,35
Твердость по карандашу	Н...2Н	НВ...2Н
Стойкость в соляном тумане, ч	1000 без изм.	24
Влагостойкость, ч	1000 без изм.	~ 150
Стойкость в экстремальных условиях и при ультрафиолетовом излучении, ч	300	48

Гораздо большее значение имеют такие показатели, как адгезия, устойчивость к механическим и атмосферным воздействиям.

Основной характеристикой, определяющей эксплуатационную долговечность и эффективность антикоррозионной защиты любого покрытия промышленных изделий, является адгезия (сила сцепления покрытия с поверхностью изделия, на которое оно нанесено).

Международные стандарты ISO и российские ГОСТы определяют два метода измерения адгезии лакокрасочных покрытий:

метод решетчатого надреза (ISO 2409, ГОСТ 15140);

метод отрыва (ISO 4624, ГОСТ 28574).

Метод решетчатого надреза является наиболее приемлемым для экспресс-оценки адгезии однослойных и многослойных покрытий, особенно в процессе производства изделий. Данный метод обеспечивает более высокую точность оценки адгезионной прочности, которая определяется по характеру и площади разрушения и оценивается по балльной системе.

Для экспресс-определения адгезии твердых, мягких, однослойных и многослойных, а также разных по толщине покрытий методом решетчатого надреза производят испытания с помощью многолезвийных и роликовых адгезиметров.

Многолезвийные адгезиметры РН (резак) применяются преимущественно для определения адгезии покрытий на плоских и изогнутых поверхностях изделий.

Для оценки адгезионной прочности полиэфирных покрытий нами был проведен эксперимент с использованием метода решетчатого надреза. В результате проведенных исследований установлено, что в соответствии с системой балльной оценки адгезионная прочность полимерного дисперсно-наполненного покрытия составляла от 4 до 1.

Процесс отверждения производили конвективным методом. Зависимость изменения экспертных оценок адгезионной прочности полимерных дисперсно-наполненных защитных покрытий от температуры при конвективном методе сушки приведена на рис. 2. При исследовании температуру изменяли от 100 до 180 °С. Максимальный балл экспертной оценки адгезионной прочности был получен при температуре конвективной сушки 120 °С. Изменение температуры в сушильной камере как в сторону повышения, так и в сторону понижения на 10 °С приводило к значительному снижению адгезионной прочности (от 2,5 до 3 баллов). Дальнейшие изменения температуры сушки приводили к результатам, которые оценены баллом 1. Это обусловливает очень высокие требования к соблюдению температурного режима процесса сушки полимерного покрытия отражателя спутниковой антенны.

Подвод теплоты, необходимой для конвективного процесса сушки, осуществляется через наружный слой полиэфирной поверхности отражателя. Поэтому данный способ называют поверхностным способом

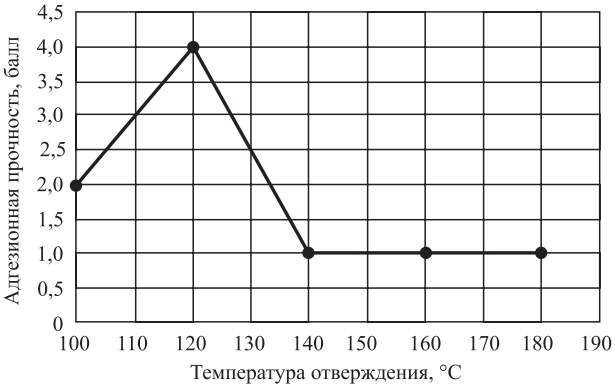


Рис. 2. Зависимость оценки адгезионной прочности полиэфирных порошковых покрытий от температуры отверждения

подвода теплоты. При его использовании происходит противодействие двух потоков в полиэфирном слое — теплообменного и массообменного. Температура в камере выше температуры подложки.

Разнонаправленное движение обменных потоков (рис. 3) значительно затрудняет процесс сушки защитного слоя. А при попытке интенсифицировать процесс конвективной сушки за счет повышения температуры в рабочей камере сушки процесс становится трудноуправляемым и качество сушки резко снижается. Динамика снижения качества высушенных изделий аналогична динамике снижения адгезионной прочности, показанной на рис. 2.

При подводе микроволновой энергии в сушильную камеру вследствие того, что полиэфирный защитный слой радиопрозрачен при прохождении волны, он не нагревается, а подложка, находящаяся под защитным слоем, нагревается. Нагрев происходит внутри объема изделия. Поэтому этот способ называется объемным способом подвода энергии. Поскольку большая часть энергии преобразуется в теплоту в подложке, то температура подложки выше, чем температура в рабочей камере, вследствие этого направления теплообменного и массообменного потоков совпадают. Это позволяет значительно интенсифицировать процесс сушки с помощью микроволновой энергии.

Количество энергии E, адсорбируемой участком слоя от границы раздела до произвольного сечения x, определяется формулой

$$E = E_0\left[\mathrm{e}^{-k(l_2-x)} - \mathrm{e}^{-kl_2} + Re^{-kl_2}\left(1-\mathrm{e}^{-kx}\right)\right], \qquad (1)$$

где E_0 — суммарная плотность энергии; k — коэффициент экстинкции (ослабления) излучения; l_2 — толщина слоя защитного полиэфирного слоя; Re — коэффициент отражения материала подложки.

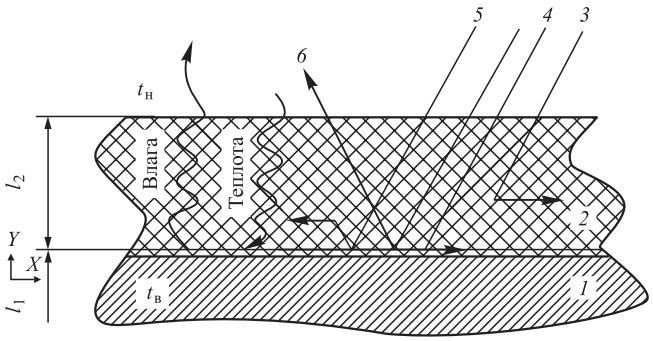


Рис. 3. Схема движения потоков теплоты и влаги в слое полимерного дисперсно-наполненного защитного материала при конвективной сушке:

1 — подложка; *2* — защитный материал; *3* — часть отраженного потока, поглощенного полиэфирным слоем; *4* — часть потока, поглощенного слоем подложки; *5* — часть отраженного потока, поглощенного полиэфирным слоем; *6* — часть отраженного потока, не поглощенного защитным слоем; l_1 — толщина подложки; l_2 — толщина нанесенного защитного материала; $t_в$ — температура окружающего воздуха; $t_н$ — температура нагруженного слоя покрытия

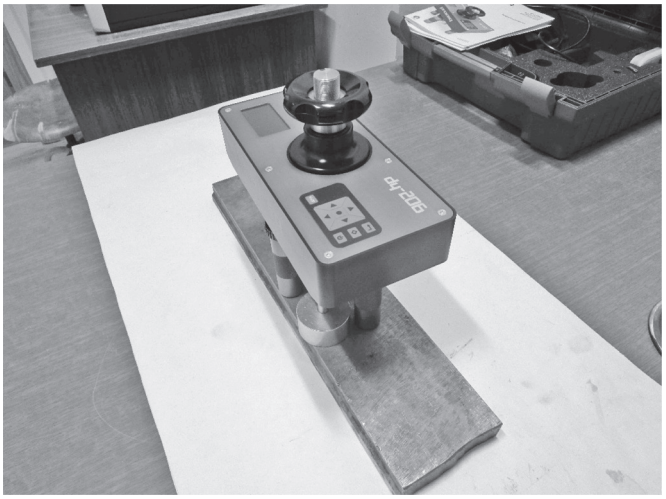


Рис. 4. Прибор для определения адгезионной характеристики методом отрыва

Начало координат принято на границе раздела подложки и защитного слоя. Коэффициент ослабления k в процессе обработки изменяет свое значение и является косвенным индикатором протекания процесса сушки.

Окончательно качество сушки оценивают по значению адгезионной прочности.

Для контрольного сопоставления определяли адгезию методом отрыва. Исследование и сопоставление проводили на кафедре Технологии конструкционных материалов и материаловедения Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Для этого использовали прибор DY-206, изображенный на рис. 4.

Прибор для определения адгезионной характеристики методом отрыва DY-206 эффективно определяет адгезионную прочность защитного полиэфирного покрытия в производственных условиях. Была получена адгезионная прочность в пределах 25...28 МПа. Особенностью проведения испытания является необходимость приклеивания цилиндра, который в процессе исследования разрушает полиэфирный слой и повреждает защитное покрытие, после чего изделие непригодно к использованию. Это необходимая часть производственной программы испытаний, поскольку после нанесения покрытия на металлическую основу металл, а точнее, частично растворенные атомы и окислы металлов оказывают как каталитическое, так и ингибирующее воздействие на процесс отверждения граничного слоя. Также на адгезионную прочность оказывают влияние внутренние напряжения. Зависимость относительной адгезионной прочности и относительных вну-

Рис. 5. Зависимость относительной адгезионной прочности (*1*) и относительных внутренних напряжений (*2*) от продолжительности отверждения полиэфирного слоя

тренних напряжений от продолжительности отверждения показана рис. 5.

Относительная адгезионная прочность A_0 изменяется по степенной зависимости в диапазоне от 25...28 до 12...14 МПа:

$$A_0 = 0{,}9267T^{-0{,}606}, \qquad (2)$$

где T — период отверждения, сут.

Увеличение внутренних напряжений $\sigma_{внутр}$ при отверждении описывается логарифмической функцией и определяется прибором как разница между начальным и текущим показаниями:

$$\sigma_{внутр} = 0{,}244\lg T + 1{,}053. \qquad (3)$$

Зависимости (2) и (3) позволяют прогнозировать значения относительной адгезионной прочности и изменение внутренних напряжений в течение всего периода гарантированной эксплуатации изделия, который для отражателя в среднем составляет 5 лет, поскольку основные изменения происходят в период до 80 сут, после чего характеристики изделия не изменяются до окончания гарантированного срока эксплуатации.

Внутренние напряжения в граничном слое обусловлены тем, что процесс отверждения происходит при повышенных температурах и при остывании в слое возникают напряжения из-за различия термических коэффициентов линейного расширения подложки и затвердевшего слоя защитного покрытия. Внутренние напряжения являются касательными, поэтому могут вызывать разрушение даже при достаточно хорошем контакте подложки и покрытия [8].

Для визуализации полей напряженного состояния исследуемой области металлоконструкции использовали аппаратно-программный комплекс "Сканер механических напряжений "Комплекс-2.05", основанный на магнитоанизотропии металла.

Рис. 6. Среднегабаритный отражатель спутниковой антенны

Данный прибор позволяет получить распределения параметров напряженного состояния исследуемой области конструкции с представлением информации о наличии напряженных состояний в исследуемой зоне. Результаты документируются в виде картограмм разности главных механических напряжений (РГМН) и коэффициентов концентрации механических напряжений (КМН). Полученные данные для большей наглядности представлены на рис. 5 в относительных единицах.

Метод "проба на отрыв" можно применять для проверки адгезионной прочности покрытия отражателей спутниковых антенн и при эксплуатации. Эта проблема актуальна при эксплуатации отражателей спутниковых антенн диаметром более 3 м. В качестве примера на рис. 6 показан среднегабаритный отражатель диаметром 8 м.

Проведение анализа состояния отражателя сопряжено с рядом трудностей. Во-первых, демонтаж и транспортировка отражателей в лабораторию для проведения испытаний — весьма затратный процесс. Во-вторых, при проведении испытания на отрыв происходит повреждение поверхности отражателя. В-третьих, в течение дня вследствие изменения угла падения солнечных лучей происходит неравномерный нагрев поверхности отражателя. Это приводит к возникновению дополнительных внутренних напряжений со своими концентраторами напряжений, которые перемещаются по отражателю в течение дня.

Проведение исследований отражателя спутниковой антенны без демонтажа, без повреждения поверхности и с учетом перемещений внутренних напряженных состояний позволит значительно снизить затраты на проведение испытаний и при этом повысить качество проведенного обследования. Для решения этой задачи нами предложен вариант

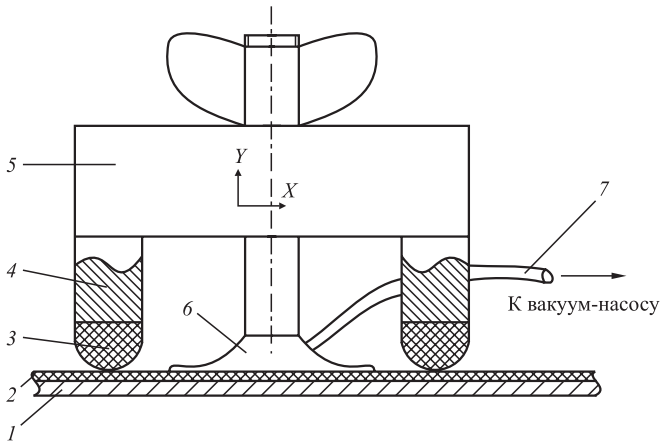


Рис. 7. Схема стенда для проверки адгезионной прочности отражателя спутниковой антенны во время эксплуатации:
1 — металлическая часть антенны (подложка); *2* — полимерное дисперсно-наполненное защитное покрытие; *3* — резиновая часть опоры; *4* — опора; *5* — прибор DY-206; *6* — вакуум-присоска; *7* — шланг для соединения с вакуум-насосом

неразрушающего контроля. Схема устройства приведена на рис. 7.

В целях сохранения защитного покрытия антенны при проведении испытаний прикрепление отрывного элемента осуществляется с помощью вакуум-присоски. А опоры имеют резиновые наконечники, которые предохраняют защитную поверхность при проведении испытаний. Данным методом можно обнаружить зарождение магистральной трещины и определить возможную зону ее распространения. Это позволяет провести восстановительные работы до образования коррозионной поверхности на металлической подложке, что значительно снижает стоимость этих работ и повышает качество. Однако при проведении испытаний необходимо учитывать воздействие не только внутренних напряжений при отверждении слоя, но и напряжений, возникающих при температурном воздействии от солнечного излучения (см. рис. 1), напряжений, связанных с ветровой нагрузкой, из-за большой парусности отражателей антенн, а также напряжений, связанных с особенностями геометрической формы отражателей. Это, соответственно, определяет дальнейшие направления исследований.

Выводы

Проведен анализ тепломассообменного процесса в полиэфирном слое при изготовлении отражателей спутниковых антенн.

Рассчитаны температурные поля поверхности отражателей при изменении солнечного излучения в течение дня.

Определены относительная адгезионная прочность и относительные внутренние напряжения полиэфирного слоя. Определены зависимости изменения этих характеристик. Выявлено, что свойства полиэфирного слоя окончательно определяются и остаются относительно стабильными после 80-суточного периода.

Предложена схема неразрушающего контроля адгезионной прочности на основе прибора DY-206.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Нанотехнологии** и специальные материалы / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин, С.А. Вологжанина, А.П. Петкова. СПб.: Химиздат, 2009. 336 с.

2. **Гуткин М.Ю., Овидько И.А.** Дефекты и механизмы пластичности в наноструктурах и некристалических материалах. СПб.: Янус, 2001. 180 с.

3. **Прокопчук Н.Р., Кухта Т.Н.** Влияние климатических факторов на структуру и прочность полимерной пленки на основе полиэфирных порошковых красок: [Электронный ресурс]. URL: http://www.belniis.by/sites/default/files/prokopchuk_n.r._kuhta_t.n._vliyanie_klimaticheskih_faktorov_na_strukturu_i_prochnost_polimernoy_plenki_na_osnove_poliefirnyh_poroshkovyh_krasok.pdf (Дата обращения: 2.11.2015).

4. **Кугультинов С.Д., Ковальчук А.К., Портнов И.И.** Технология обработки конструкционных материалов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 672 с.

5. **Яковлев А.Д.** Порошковые краски. Л.: Химия,1987. 216 с.

6. **Тагер А.А.** Физико-химия полимеров / под. ред. проф. А.А. Аскарского. М.: Научный мир, 2007.

7. **Образование** трещин полиэфирной смолы: дефект поверхности наружного смоляного слоя // Junker-mk (Информационный ресурс о полимерной продукции): [Электронный ресурс]. URL: http://junker-mk.com/articles/p-790.html (Дата обращения: 2.11.2015).

8. **Дефекты** полиэфирных покрытий // NC NewChemistry.ru Новые химические технологии (Аналитический портал химической промышленности): [Электронный ресурс]. URL: http://www.newchemistry.ru/letter.php?n_id = 6011 (Дата обращения: 2.11.2015).

УДК 621.785.52

А.Е. Смирнов, Р.С. Фахуртдинов, М.Ю. Рыжова, С.А. Пахомова
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)
E-mail: mgtu2013@yandex.ru

Износостойкость теплостойкой стали после вакуумной цементации

На основе анализа процессов изнашивания в условиях адгезионного взаимодействия и микрорезания твердыми абразивными частицами установлены требования к строению карбидной зоны цементованного слоя и определена возможность реализации этих требований при вакуумной цементации — цементации в ацетилене при низком давлении (500...1000 Па).

Ключевые слова: *механизм изнашивания, карбид, теплостойкая сталь, вакуумная цементация, циклический режим.*

Based on the analysis of the wear processes in conditions of adhesive interaction and microcutting by hard abrasive particles the requirements for the structure of the carbide zone of carburized layer were established, was evaluated the possibility of the implementation of these requirements in the vacuum carburizing — carburizing in acetylene under low pressure (500...1000 Pa).

Keywords: *wear mechanisms, carbide, hot-work steel, vacuum carburizing, cyclic mode.*

Введение

Сопротивление изнашиванию имеет важное значение для многих узлов трения, включая зубчатые передачи, работающие при высоких окружных скоростях и удельных нагрузках. В газотурбинных двигателях (ГТД) к таким передачам относят зубчатые колеса центрального конического привода, окружная скорость которых составляет 140 м/с [1]. Как указано в работе [2], при нарушении нормального режима работы (вибрации, концентрация нагрузки) возможен разрыв несущей пленки смазочного материала. Возникает металлический контакт микронеровностей, приводящий к росту силы трения и скорости изнашивания. Последняя особенно значительна на головках и ножках зубьев, где велики относительные скорости скольжения. В результате искажается эвольвентный профиль зуба, что служит причиной роста динамических нагрузок, увеличения опасности излома зуба.

Повышенные требования к износостойкости характерны также для цементованных зубьев колес шестеренных насосов ГТД [3]. Для них действует жесткое требование: износ рабочих поверхностей зубьев не должен превышать 0,1 мм, иначе резко падает производительность насоса. Такое требование действует в условиях трения, при которых перекачиваемый авиационный керосин практически не обладает смазывающей способностью. Поэтому зубья шестерен насоса работают в условиях металлического контакта микронеровностей. Изношенные поверхности головок и ножек зубьев содержат следы задира, множество царапин и борозд, свидетельствующих о преобладании двух механизмов скоростного изнашивания: адгезионного взаимодействия и микрорезания выступами микронеровностей и продуктами изнашивания в виде твердых абразивных частиц.

Износостойкость материалов рассмотрена во многих работах [4—9]. Для цементуемых сталей установлено [2], что для предупреждения изнашивания и заедания (наиболее быстропротекающего механизма изнашивания) необходима высокая концентрация углерода на поверхности и соответствующая ему развитая карбидная зона с высокой плотностью карбидных частиц.

Такое требование следует из механизмов изнашивания трущихся поверхностей. При металлическом контакте изнашивание развивается по механизмам микрорезания, циклического передеформирования участков контакта, а также их адгезионного взаимо-

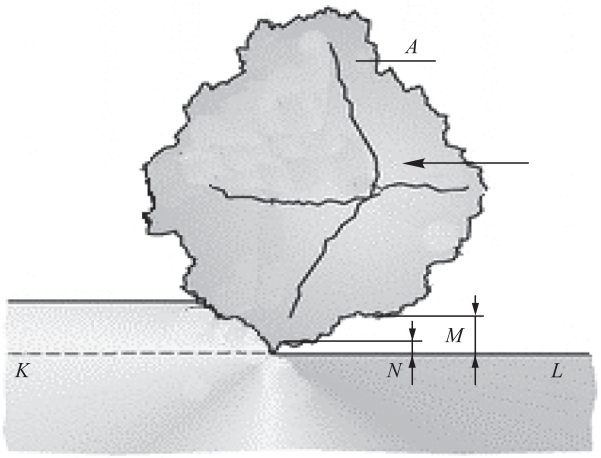
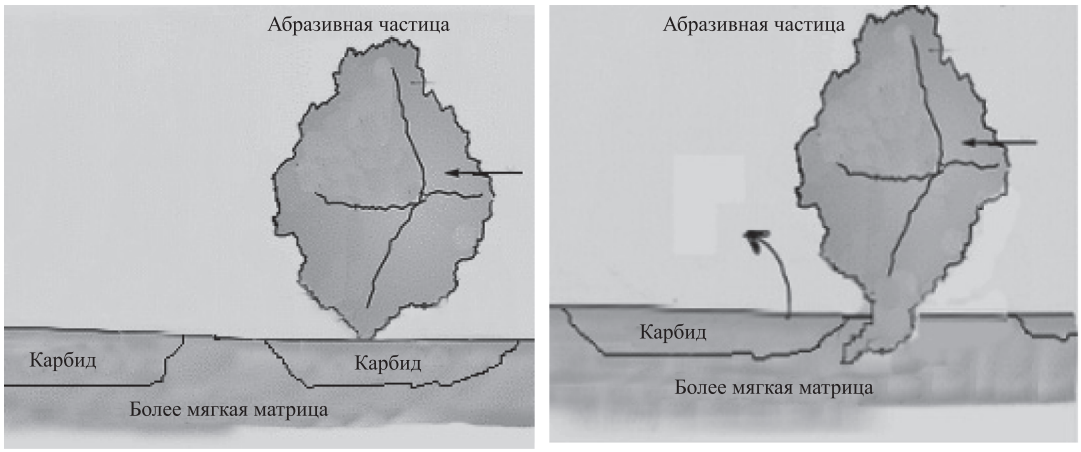


Рис. 1. Схема механизма микрорезания:
A — абразивная частица; *M* — микровыступ; *N* — субмикровыступ; *KL* — линия среза [9]



а) *б)*

Рис. 2. Схема скольжения твердой частицы по карбиду (*а*), внедрение частицы в матрицу и возможное вырывание карбида (*б*)

действия. Первые два механизма характерны для абразивного изнашивания. Твердые микронеровности, как и абразивные частицы (рис. 1), способны внедряться в более мягкую матрицу (твердый раствор) и срезать тонкий слой. При наличии в структуре твердых частиц карбидов абразивные частицы (или микронеровности сопряженной поверхности) вынуждены скользить по ним (рис. 2, *а*). Если матрица мягкая, то твердые частицы способны внедряться в нее, вырывать карбидные частицы или скалывать их (рис. 2, *б*).

При таком механизме изнашивания процессу отделения частиц предшествует пластическое течение твердого раствора, поэтому важно, чтобы он имел высокий предел текучести. Иначе вслед за пластическим сдвигом может следовать "растрескивание цементитных частиц". Мартенситу цементованного слоя свойствен высокий предел текучести, однако твердые микронеровности и абразивные частицы способны либо внедряться, либо вызывать отслаивание тонких объемов металла вследствие их многоцикловой усталости.

Из изложенного следует, что в обеспечении высокой износостойкости цементованного слоя определяющее значение имеет строение карбидной зоны. Важно по возможности "экранировать" поверхность матрицы частицами твердых карбидов, переводя изнашивание в процесс истирания карбидов. При этом затрудняется микросхватывание и, как следствие, адгезионное взаимодействие сопряженных поверхностей, что затрудняет развитие процесса заедания.

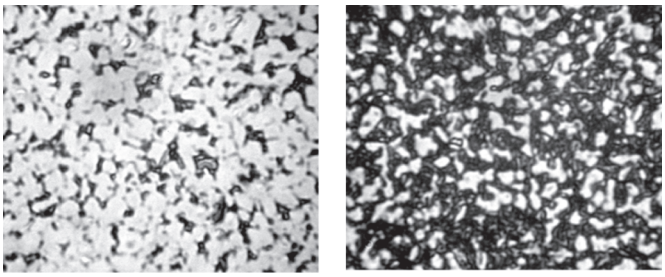
Проведение исследований и обсуждение их результатов

Обеспечение требуемого строения карбидной зоны становится возможным при использовании технологии вакуумной цементации (цементации в ацетилене при низком давлении). Использование такой технологии особенно эффективно для сложнолегированных теплостойких сталей 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415), 16Х3НВФМБ-Ш (ВКС5), применяемых при производстве ГТД [1, 10].

Газовая среда при вакуумной цементации обладает высокой насыщающей способностью [11]. Она обусловлена способностью молекул ацетилена адсорбироваться и термически диссоциировать на насыщаемой поверхности. Из-за высокой скорости диссоциации поверхность полностью и практически мгновенно заполняется атомами углерода. В таких условиях ацетилен подают циклически, с чередованием активных стадий (стадий насыщения), когда в рабочую камеру подают ацетилен, и пассивных (диффузионных) стадий, которые проводят в вакууме.

Высокое (около 6 %) содержание в составе теплостойких сталей карбидообразующих элементов и интенсивное поступление атомарного углерода приводят к тому, что поверхность в первые минуты науглероживания практически полностью покрывается тонким слоем карбидов цементитного типа (рис. 3, *а*). Этот слой в виде карбидной пленки толщиной ~ 50 мкм, растворяясь, поставляет углерод в твердый раствор (рис. 3, *б*). Формирование цементованного слоя происходит путем частичного растворения карбидной фазы поверхностного слоя на пассивной стадии цикла и его возобновления на активной стадии цикла. Углеродный потенциал газовой среды устанавливается постоянным и высоким, соответствующим содержанию углерода в карбидной фазе (близок к 7 %).

Установлено, что в аустените поверхностного слоя растворяются только частицы хромистого цементита. Частицы специальных карбидов (на основе карбидов хрома: Me_7C_3, $Me_{23}C_6$, а также VC и NbC) вследствие



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктура поверхности теплостойкой стали после вакуумной цементации при температуре 940 °С, полировки в течение 15 с и травления (× 1600):

а — время активной стадии цикла 5 мин; *б* — время активной стадии 5 мин, время пассивной (диффузионной) стадии 10 мин [10]

высокой стойкости не растворяются. Оставаясь на поверхности, они медленно растут из-за низкой скорости диффузии атомов легирующих элементов.

Разработку режимов вакуумной цементации проводили с учетом требований, предъявляемых к строению карбидной зоны цементованного слоя.

Вакуумную цементацию проводили на опытно-промышленной установке, оснащенной управляющим компьютером и системами автоматического регулирования технологических параметров. Использовали образцы (∅25 × 15 мм) из теплостойких сталей 16Х3НВФМБ-Ш (ВКС5) и 20Х3МВФ-Ш (ЭИ415).

После диффузионного насыщения образцы подвергали окончательной термической обработке (высокий отпуск, закалка, обработка холодом, низкий отпуск). На образцах измеряли твердость, исследовали микроструктуру всего слоя и строение карбидной зоны. Микроструктуру поверхности анализировали после тонкой полировки в течение 15 с без травления. Концентрацию углерода на поверхности определяли на оптико-эмиссионном спектрометре QSH-750. Погрешность определения составляла ± 0,05 %. Локальность анализа — 5 мм.

Эффективную толщину слоя определяли после диффузионного насыщения и высокого отпуска как сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины доэвтектоидной зоны.

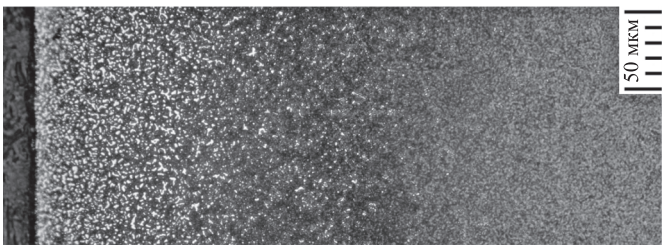


Рис. 4. Микроструктура цементованного слоя теплостойкой стали ВКС5 после вакуумной цементации (940 °С, 5 ч)

Структура приповерхностной части цементованного слоя состоит из мартенсита с включениями светлых глобулярных частиц карбидов (рис. 4). Размер карбидных частиц и их объемная доля максимальны на поверхности и уменьшаются по мере удаления от нее. В периферийной, так называемой активной карбидной зоне объемная доля частиц карбидов изменяется от 20...30 % вблизи поверхности до ~ 5 % на нижней границе этой зоны. В этой зоне преобладают частицы легированного цементита. За активной зоной расположена область с более дисперсными (0,5...1,0 мкм) частицами специальных карбидов, ниже которой следует однофазная мартенситная структура.

Активная зона — наиболее износостойкая часть слоя. Она должна быть хорошо развитой, содержать мелкие равномерно распределенные частицы карбидов, обеспечивать требуемую высокую (1,2...1,4 %) концентрацию углерода на поверхности и твердость 60...63 HRC. Протяженность карбидной зоны должна составлять 0,3...0,4 мм и более, с тем чтобы превышать толщину припуска (~ 0,2 мм), удаляемого при зубошлифовании, которым восстанавливают показатели точности зубчатого колеса после полной химико-термической обработки.

Строение карбидной зоны оценивали следующими параметрами:

объемной долей карбидной фазы $V_к$;

средним размером карбидных частиц d;

расстоянием между частицами карбидов $l_{ср}$.

Определяющим является расстояние между частицами карбидов:

$$l_{ср} = d(\pi/(6V_к))^{1/2}. \quad (1)$$

В соответствии с этим соотношением расстояние между частицами карбидов будет тем меньше (а полнота экранирования рабочей поверхности будет тем больше), чем меньше размер частиц карбидов и больше их объемная доля.

Из (1) следует, что уменьшению расстояния между частицами в большей степени способствует уменьшение размера частиц карбидов d, чем увеличение их объемной доли. Расчет показывает, что параметр $l_{ср}$ уменьшится в 2 раза при уменьшении в 2 раза диаметра частиц и в ~ 1,4 раза при увеличении в 2 раза объемной доли карбидов.

Определение параметров карбидной зоны выполняли по специально разработанной методике. Она включала послойное фотографирование участков карбидной зоны металлографического шлифа и последующую обработку полученных фотографий разработанным программным комплексом. С его помощью для различных участков карбидной зоны определяли все указанные выше параметры.

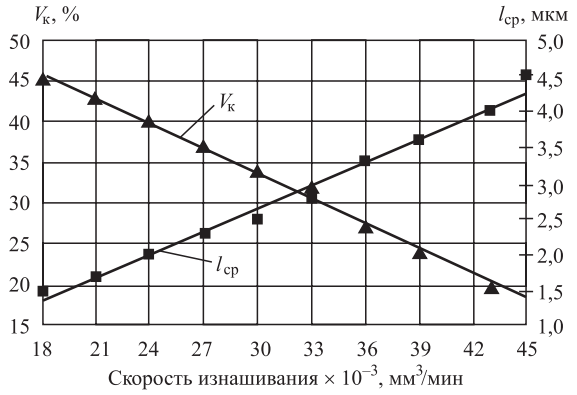


Рис. 5. Зависимости скорости изнашивания от объемной доли $V_к$ карбидной фазы и расстояния $l_{ср}$ между частицами карбидов

Влияние параметров карбидной фазы на износостойкость цементованной поверхности характеризуют результаты испытаний образцов стали 20Х3МВФ-Ш (рис. 5), выполненные на машине "Шкода-Савин". Такая машина создает жесткие условия изнашивания — процесс микрорезания микронеровностями. Истирание участка поверхности выполняет диск из твердого сплава ВК6 диаметром 30 мм и шириной 5 мм. Скорость вращения диска составляла 500 об/мин, рабочая нагрузка — 50 Н. Скорость изнашивания определяли как отношение объема вытертой лунки ко времени изнашивания, при котором глубина лунки достигала 0,1 мм.

Анализ полученных результатов подтверждает вывод о том, что уменьшение расстояния между карбидами при одновременном увеличении объемной доли карбидной фазы повышает сопротивление изнашиванию. Такое повышение может достигать 2,5 раза.

Полученные данные аппроксимированы формулами, отражающими зависимость скорости изнашивания:

от содержания углерода на поверхностности $C_{пов}$:

$$v_{изн} = -158{,}27 + 265{,}63C_{пов} - 110{,}61C^2_{пов} + 14C^3_{пов} \quad (R = 0{,}98); \qquad (2)$$

от микротвердости на поверхности:

$$v_{изн} = 209{,}339 - 0{,}208\text{HV} \; (R = 0{,}98); \qquad (3)$$

от объемной доли карбидов на поверхности:

$$v_{изн} = 62{,}49 - 1{,}18V_к \; (R = 0{,}99); \qquad (4)$$

от расстояния между частицами карбидов:

$$v_{изн} = 3{,}38 + 9{,}62l_{ср} \; (R = 0{,}99). \qquad (5)$$

Высокие значения коэффициента парной корреляции R свидетельствуют об адекватности полученных параметрических уравнений. Область адекватности соотношения (4) ограничивается областью от 0 до 50 % объемной доли карбидной фазы в цементованном слое. Согласно [4] в указанном интервале изнашивание осуществляется по механизму микрорезания. При увеличении объемной доли карбидной фазы свыше 50 % износостойкость скачкообразно увеличивается на порядок в связи с тем, что, по мнению авторов [4], частицы карбидов полностью экранируют поверхность.

В технологии вакуумной цементации к факторам управления структурным состоянием цементованного слоя и свойствами поверхности относятся температура, время науглероживания и режим циклической подачи ацетилена.

Температура — важный технологический фактор, диапазон выбора которого достаточно широк: от 880 до 980 °С. При повышении температуры сокращается продолжительность процесса, но изменяется строение карбидной зоны — увеличивается ее толщина, укрупняются частицы карбидов, уменьшается их число на единице площади, снижается объемная доля карбидной фазы.

Для науглероживания принята температура, равная 940 °С, которая обеспечивает наряду с высокой скоростью диффузионного насыщения мелкие (1,5...2,5 мкм) частицы карбидов, что важно для повышения однородности строения карбидной зоны.

Время науглероживания τ назначали в зависимости от требуемой эффективной толщины цементованного слоя $h_{эф}$, используя известное соотношение $h_{эф} = k\sqrt{\tau}$, где k — кинетический коэффициент, определяемый экспериментально. Установлено, что для исследуемых теплостойких сталей $k = 0{,}46$. Для формирования слоя с эффективной толщиной ~ 1 мм требуется время диффузионного насыщения $\tau = (h/k)^2 = (1{,}0/0{,}46)^2 \approx 5$ ч (300 мин).

При выбранных температуре процесса и времени науглероживания строение карбидной зоны определяет временной режим циклической подачи ацетилена, параметрами которого являются:

время активной стадии цикла $\tau_а$;

время пассивной (диффузионной) стадии цикла $\tau_п$;

суммарное время активных стадий циклов $\Sigma\tau_а$;

суммарное время пассивных стадий циклов $\Sigma\tau_п$;

число циклов n.

Сочетание временных параметров циклирования определяет множество вариантов обработки. Провели более 60 экспериментов, при которых использовали две схемы режима подачи ацетилена:

простую или периодическую, $n(\tau_а/\tau_п)$, например 20 (5/10);

сложную или апериодическую, $n_1(\tau_{a1}/\tau_{п1}) + n_2(\tau_{a2}/\tau_{п2})$, например 2(9/21) + 8(13/17);

одностадийную без циклирования.

Длительность циклов первой и второй схем циклов варьировали от 5 до 20 мин, время активной и пассивной стадий — от 5 до 15 и от 10 до 25 мин соответственно.

Среди параметров временного режима определяющее значение имеет время активных стадий насыщения $\Sigma\tau_а$.

Выбор этого параметра означает, что имеют конкретные значения:

суммарное время пассивных стадий $\Sigma\tau_п = \tau - \Sigma\tau_а$;

отношение продолжительности стадий $\Sigma\tau_а/\Sigma\tau_п$.

От суммарного времени стадий насыщения $\Sigma\tau_а$ и, как следствие, от отношения $\Sigma\tau_а/\Sigma\tau_п$ зависит поступление углерода в тонкий поверхностный слой, запас в нем углерода, который на пассивных стадиях перераспределяется диффузионным путем. Поэтому этот временной фактор служит эффективным инструментом управления насыщенностью слоя, толщиной и строением карбидной зоны. Такой вывод основан на результатах исследований, которые в качестве примера представлены в таблице для общего времени насыщения $\tau \approx$ 300 мин.

Из данных таблицы следует, что эффективная толщина слоя практически не зависит от параметра $\Sigma\tau_а$ и отношения времен стадий. Размер частиц карбидов определяется температурой цементации (940 °С) и для всех вариантов циклирования остается одинаковым.

Толщина карбидной зоны, объемная доля карбидной фазы и концентрация углерода на поверхности $C_{пов}$ растут пропорционально увеличению времени активных стадий $\Sigma\tau_а$ и отношению времен стадий $\Sigma\tau_а/\Sigma\tau_п$, достигая наибольших значений при величине $\Sigma\tau_а/\Sigma\tau_п$, близкой к 1,0 (см. табл., режимы 4, 5 и 6).

В соответствии с увеличением доли карбидной фазы возрастает концентрация углерода на поверхности $C_{пов}$. На расстоянии 0,2 мм от поверхности (становится рабочей после удаления припуска шлифованием) она увеличивается менее интенсивно, принимая значения до 1,4 %.

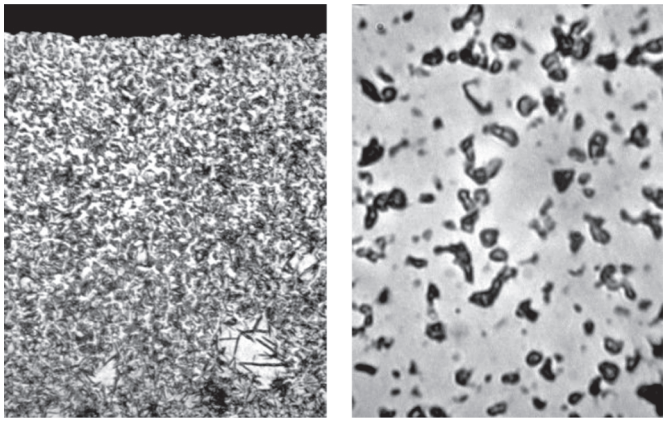
При апериодическом циклировании первая группа циклов создает основное насыщение диффузионного слоя, а вторая группа формирует насыщенную карбидную зону. Практика показывает, что при апериодическом циклировании при одинаковых значениях параметра $\Sigma\tau_а$ несколько выше скорость роста карбидной зоны и ее насыщенность.

Науглероживание при постоянной подаче ацетилена (режим 7), когда поверхность покрыта карбидами в течение всего времени насыщения, создает плотное распределение частиц карбидов в приповерхностной части слоя (рис. 6, *а*). Внешняя поверхность покрыта ("экранирована") цементитной коркой с включениями частиц специальных карбидов, которые успевают вырасти за время насыщения (рис. 6, *б*). Такое структурное состояние, отвечающее тяжелым условиям изнашивания, целесообразно для деталей, не подвергаемых шлифованию. Для шлифуемых деталей предпочтительно использовать апериодические режимы с увеличенным временем диффузионных стадий (до 15...20 мин) на одном или двух последних циклах. При таком режиме снизит-

Характеристики цементованного слоя при различных режимах подачи ацетилена

Номер режима	τ, мин	$\Sigma\tau_а$, мин	$\Sigma\tau_п$, мин	$\Sigma\tau_а/\Sigma\tau_п$	$\tau_а/\tau_п$	$h_{эф}$, мм	n	$h_{ак}$, мм	$V_к$, %	d, мкм	$C_{пов}$, %	$C_{0,2}$, %
Периодические режимы циклирования												
1	300	60	240	1/4 (0,25)	5/20	1,10	12	0,30	26	1,0...2,5	2,14	0,95
2	320	80	240	1/3 (0,33)	5/15	1,13	16	0,35	32		2,21	1,15
3	330	110	220	1/2 (0,50)	5/10	1,15	22	0,39	35		2,53	1,24
4	300	150	150	1/1 (1,0)	10/10	1,11	15	0,41	38		2,72	1,39
Апериодические режимы циклирования												
4 (9/21) + 8 (13/17)												
5	300	140	160	0,88	—	1,10	12	0,40	36	1,0...2,5	2,64	1,36
13/17 + 8 (19/11)												
6	300	165	135	1,22	—	1,12	9	0,43	39		2,79	1,41
Одностадийный режим (без циклирования)												
7	300	300	—	—	—	1,13	1	0,45	41	1,0...2,5	5,7	1,45

Обозначения: $h_{ак}$ — активная карбидная толщина слоя; $C_{0,2}$ — концентрация углерода на расстоянии 0,2 мм от поверхности.



а) *б)*

Рис. 6. Микроструктура цементованного слоя стали ВКС5 после науглероживания при постоянной подаче ацетилена:
а — поверхностная зона; *б* — поверхность (× 1600)

ся пересыщение поверхности и облегчится процесс шлифования.

Технологические возможности вакуумной цементации использовали для повышения износостойкости зубчатых колес (m = 4,5 мм, z = 11, α = 28°) из стали 20Х3МВФ-Ш, применяемых в шестеренных насосах.

В связи с ограниченной толщиной зубьев (5,5 мм по делительной окружности) и жестким допуском на износ отработку технологического процесса проводили таким образом, чтобы обеспечить:

протяженную (~ 0,40 мм) карбидную зону, толщина которой превышает на 0,2 мм толщину припуска на шлифование;

высокую (30...35 %) объемную долю карбидной фазы и, как следствие, высокую твердость поверхности;

ограниченную (1,0...1,2 мм) эффективную толщину слоя для сохранения вязкой сердцевины зуба.

Выполненные исследования показали, что указанные требования обеспечиваются при проведении диффузионного насыщения при температуре 940 °С в течение 5 ч и циклической подаче ацетилена по режиму: 16 (5/10) + 2 (10/20). После шлифования поверхность содержала 16 % карбидной фазы и 1,43 % С.

Выводы

1. Вакуумная цементация способна обеспечить широкий диапазон изменения характеристик диффузионных слоев — их насыщенность, структурное состояние и, как следствие, высокий уровень износостойкости.

2. Увеличение объемной доли карбидной фазы на поверхности с 20 до 46 % и уменьшение расстояния между частицами карбидам с 4,2 до 1,5 мкм сопровождаются в условиях микрорезания снижением скорости изнашивания в 2,5 раза.

3. Технологические возможности при вакуумной цементации могут быть реализованы при достаточно простой схеме проведения процесса — поддержании всех технологических факторов постоянными, кроме циклического изменения расхода ацетилена.

4. Управление протяженностью и строением карбидной зоны цементованного слоя достигается изменением времени активных стадий насыщения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Производство** зубчатых колес газотурбинных двигателей / Ю.С. Елисеев, В.В. Крымов, И.П. Нежурин и др. М.: Высш. шк., 2001. 493 с.

2. **Генкин М.Д., Рыжов М.А., Рыжов Н.М.** Повышение надежности тяжелонагруженных зубчатых передач. М.: Машиностроение, 1981. 232 с.

3. **Авиационные** зубчатые передачи и редукторы / В.И. Алексеев, В.М. Ананьев, М.М. Булыгина и др. М.: Машиностроение, 1981. 374 с.

4. **Переверзев В.М., Колмыков В.И., Воротников В.А.** Влияние карбидов на стойкость цементованных сталей к изнашиванию в кварцевом абразиве // МиТОМ. 1990. № 4. С. 45—47.

5. **Рещиков В.Ф.** Трение и износ тяжелонагруженных передач. М.: Машиностроение, 1975. 232 с.

6. **Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Колокольников М.Г.** Абразивное изнашивание. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.

7. **Тененбаум М.М.** Сопротивление абразивному изнашиванию. М.: Машиностроение, 1976. 271 с.

8. **Войнов Б.А.** Износостойкие сплавы и покрытия. М.: Машиностроение, 1980. 120 с.

9. **Методы** анализа поверхностей / Пер. с англ. М.: Мир, 1979. 582 с.

10. **Рыжов Н.М., Смирнов А.Е.** Инновационные технологии химико-термической обработки для упрочнения зубчатых колес газотурбинных двигателей / Науч. тр. Междунар. науч.-практ. конф. "Фундаментальные проблемы и современные технологии в машиностроении". М.: Машиностроение, 2010. С. 15—22.

11. **Рыжов Н.М., Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С.** Управление насыщенностью углеродом диффузионного слоя при вакуумной цементации теплостойких сталей // МиТОМ. 2004. № 8. С. 10—15.

УДК 621.787.4

С.А. Зайдес, Фам Дак Фыонг
(Иркутский национальный исследовательский технический университет)
E-mail: zca@istu.edu

Оценка качества цилиндрических деталей после поперечной обкатки плоскими плитами

Рассмотрена отделочно-упрочняющая обработка цилиндрических деталей поперечной обкаткой плоскими плитами. Представлены экспериментальные результаты по определению влияния степени относительного обжатия на основные характеристики качества поверхностного слоя: точность диаметрального размера, шероховатость поверхности, остаточные напряжения и микротвердость поверхностного слоя упрочненных деталей. Результаты работы позволяют рекомендовать предлагаемый способ поперечной обкатки для внедрения в технологию изготовления деталей машин.

Ключевые слова: *упрочнение, поперечная обкатка, степень обжатия, шероховатость, остаточное напряжение, микротвердость, микроструктура.*

The finishing and hardening processing of cylindrical parts by transverse rolling flat plates is considered. Experimental results by the influence of percent reduction to the main characteristics of the surface layer's quality are presented: the accuracy of the diametrical size, surface roughness, residual stress and microhardness of the surface layer of hardened parts. The results allow us to recommend the proposed method of transverse burnishing for implementation in manufacturing technology.

Keywords: *hardening, transverse burnishing, percent reduction, roughness, residual stress, microhardness, microstructure.*

Состояние вопроса

Надежность и ресурс деталей машин в основном определяются качественным состоянием их поверхностного слоя [6—8]. Наиболее существенными с точки зрения эксплуатации свойствами поверхностного слоя деталей являются шероховатость, твердость и остаточные напряжения. Требуемые параметры качества поверхности и практически все важнейшие эксплуатационные свойства деталей машин могут быть обеспечены упрочнением методом поверхностного пластического деформирования (ППД). Широкое распространение в промышленности метода ППД объясняется его высокой эффективностью в сочетании с высокой производительностью и экономичностью. Упрочнение методом ППД приводит к повышению поверхностной твердости, образованию в поверхностных слоях деталей остаточных напряжений сжатия и благоприятному изменению микрогеометрии поверхности. В результате в зависимости от функционального назначения и условий эксплуатации деталей повышаются их усталостная и контактная прочность, износостойкость, сопротивление коррозии, способность удерживать смазку [6, 7].

Поперечная обкатка плоскими плитами представляет собой перспективную технологию финишной отделочно-упрочняющей обработки металлов давлением, позволяя обрабатывать детали типа дисков, тонких коротких осей и валиков [1]. Отличительными особенностями упрочняющей обработки на плоских плитах являются высокая производительность процесса, возможность автоматизации технологического процесса, отсутствие необходимости закрепления детали перед обработкой, отсутствие центровых отверстий, доступность полной обработки цилиндрической поверхности без переустановки детали, отсутствие изгиба при упрочнении, возможность обработки тонких (маложестких) деталей.

Процесс поперечной обкатки плоскими плитами аналогичен процессу поперечно-клиновой прокатки [2, 3, 5]. Основными параметрами поперечно-клиновой прокатки являются степень обжатия и геометрия инструмента. В процессе поперечной обкатки инструмент имеет вид плоской плиты с малым углом заходной части α_1 (рис. 1). Малый угол α_2 в выходной части инструмента служит для уменьшения концентрации напряжений при выходе детали из зоны обработки.

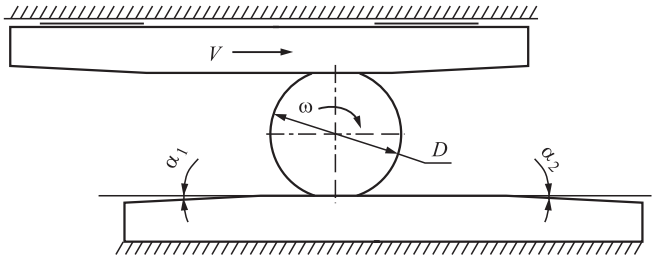


Рис. 1. Схема процесса поперечной обкатки плоскими плитами

Поэтому для процесса поперечной обкатки основным параметром режима обработки является степень относительного обжатия Q, %, [2],

$$Q = \frac{F_и - F_{пр}}{F_{пр}} = \left(1 - \frac{d^2}{D^2}\right) \cdot 100,$$

где $F_и$ — площадь исходного сечения заготовки; $F_{пр}$ — площадь поперечного сечения заготовки после обкатки; D — исходный диаметр заготовки; d — диаметр заготовки после обкатки.

Кинематика процесса поперечной обкатки плоскими плитами и режимы обработки приведены в работе [1]. Рассматриваемый процесс отделочно-упрочняющей обработки обкаткой плоскими плитами является новым видом ППД. Поэтому состояние поверхностного слоя и деталей в целом имеет важное значение для внедрения этой схемы обработки в технологию изготовления деталей машин. **Цель работы —** оценка качества цилиндрических деталей, упрочненных обкаткой плоскими плитами.

Методика выполнения экспериментов

Для определения влияния степени обжатия на качество поверхностного слоя провели эксперимент со статистической обработкой результатов. В качестве основного параметра эксперимента, влияющего на качество поверхностного слоя, приняли степень относительного обжатия (обжатие). В качестве показателей качества упрочнения рассмотрели погрешность от круглости, остаточные напряжения, микротвердость HV, параметр шероховатости *Ra*, микроструктуру обработанной поверхности.

Эксперименты выполняли на плоскообкатном станке (рис. 2), который работает следующим образом: Вращение от вала электродвигателя *1* передается через червячный редуктор *2* на рабочий винт *3*. С помощью резьбового отверстия в подвижной плите *4* вращение винта *3* преобразуется в поступательное движение плиты *4*. Плита *4* перемещается слева направо и реализует поперечную обкатку детали *6*. Возвращение подвижной плиты *4* в исходное положение осуществляется за счет реверсирования вращения электродвигателя *1*.

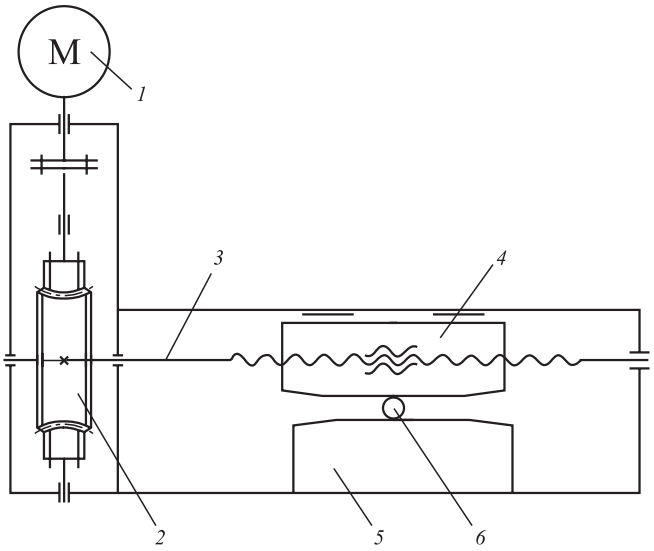


Рис. 2. Схема плоскообкатного станка:
1 — электродвигатель; *2* — червячный редуктор; *3* — рабочий винт; *4* — подвижная плита; *5* — неподвижная плита; *6* — обрабатываемая деталь

В средней части рабочих плит предусмотрен паз (рис. 3), позволяющий обрабатывать ступенчатые детали или использовать этот необработанный участок для сравнения получаемых характеристик поверхностного слоя после обработки с исходными.

В качестве исследуемых деталей использовано девять цилиндрических образцов диаметром 24 мм, длиной 65 мм из конструкционной углеродистой стали 45. Каждую группу, состоящую из трех деталей, обработали на обкатном станке с абсолютным обжатием соответственно 0,1; 0,2; 0,3 мм. Эти значения соответствуют степеням относительного обжатия Q = 0,25; 0,42; 0,67 %. Все детали подвергали обкатке за два полных оборота перед выходом из зоны обработки.

Результаты экспериментальных исследований

Оценка диаметрального размера. После поперечной обкатки изменение диаметра деталей определяли ми-

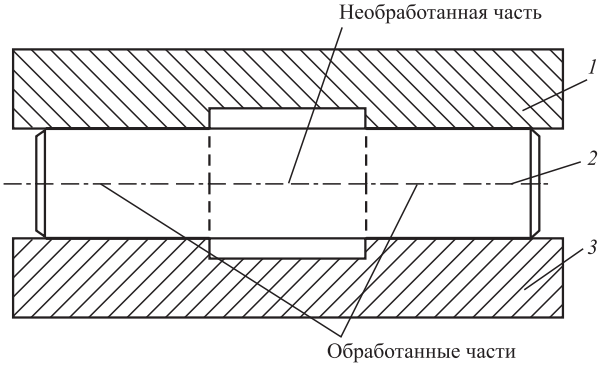


Рис. 3. Схема процесса поперечной обкатки:
1 — верхняя плита; *2* — деталь; *3* — нижняя плита

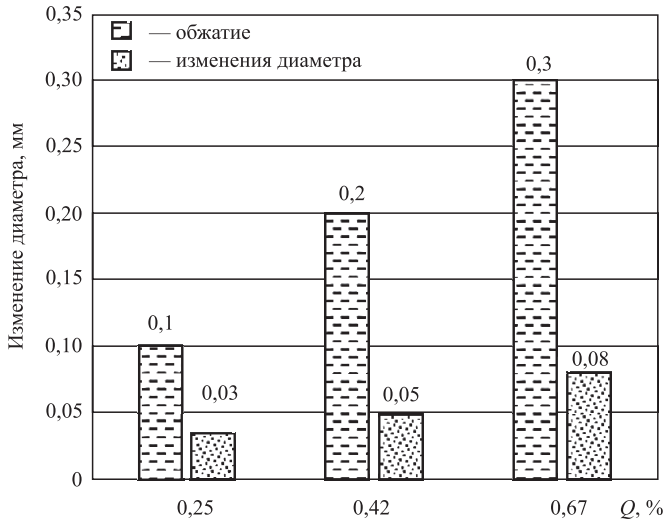


Рис. 4. Обжатие и соответствующие изменения диаметра

крометром с точностью 0,01 мм. Результаты измерений показаны на рис. 4. Изменения диаметра находятся в диапазоне 24...30 % от абсолютного обжатия. Это объясняется упругой деформацией заготовки и деформацией самого устройства. Увеличение обжатия повышает изменение диаметра деталей почти по линейному закону.

Радиальное биение деталей, установленных в центрах, измеряли индикатором с ценой деления 1 мкм. На рис. 5 показаны радиальные биения образца до и после обкатки. Исходная степень точности партии деталей — восьмая. После поперечной обкатки точность формы деталей повышается на 1...3 степени точности. При относительном обжатии 0,67 % достигается пятая степень точности (допустимое биение 10 мкм).

Оценка шероховатости обкатанной поверхности. После обкатки параметры шероховатости измеряли на профилометре Taylor Hobson Form Talysurf i200 с компьютерным управлением. Для каждой детали исходную и получаемую шероховатость измеряли в трех разных местах по окружности. Средние значения из трех полученных измерений показаны на рис. 6. Исходная шероховатость поверхности деталей, полученная после получистового точения, достигает пятого класса (Ra = 2,5...5,0 мкм). После поперечной обкатки класс шероховатости повышается, при относительном обжатии 0,67 % достигается восьмой класс.

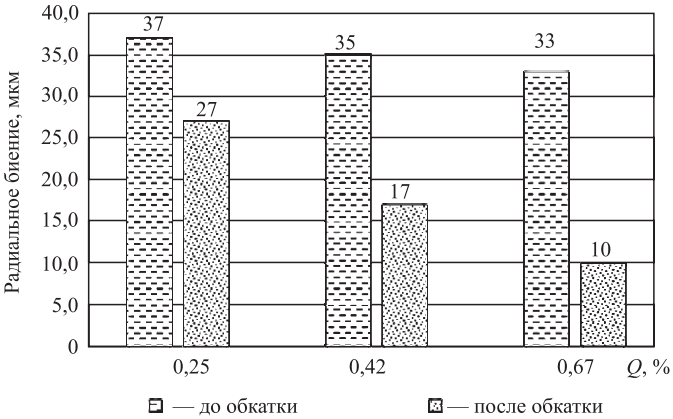


Рис. 5. Зависимость радиального биения от обжатия

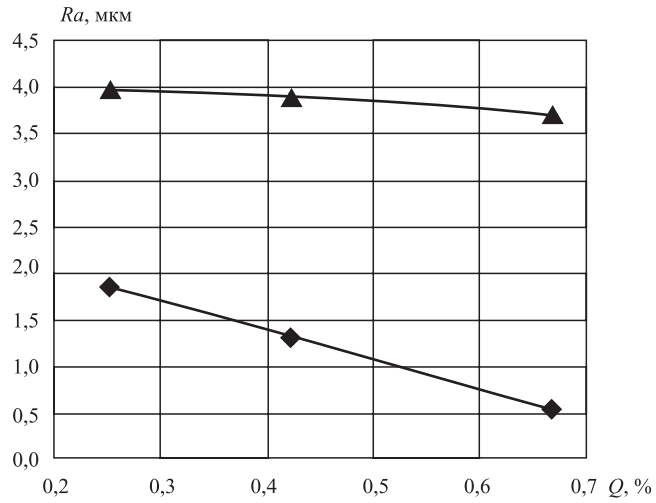


Рис. 6. Зависимость шероховатости обкатанной поверхности от обжатия:

—▲— до обкатки; —◆— после обкатки

Поперечная обкатка позволяет существенно снизить шероховатость поверхности деталей. Это объясняется тем, что в отличие от локальных методов упрочнения при поперечной обкатке очаг деформации распространен на всю протяженность образующей линии цилиндра. Это дает более благоприятное условие выглаживания микронеровностей в направлении оси цилиндра. При увеличении обжатия силы прижима инструмента к обрабатываемой поверхности увеличиваются. При малом обжатия происходит неполное выглаживание неровностей, так как небольшое удельное давление не позволяет полностью деформировать микронеровности поверхности.

Определение остаточных напряжений на поверхности деталей. Остаточные напряжения оценивали методом рентгеноструктурного анализа напряжений, основанным на изучении дифракционной стоячей волны большой интенсивности при различных углах падения рентгеновских лучей на поверхность металла. Данный метод является неразрушающим и служит для оценки напряжений в поверхностном слое металла. Для измерения остаточных напряжений использовали прибор XStressG3/G3R.

Остаточные напряжения на обработанной поверхности измерили в трех точках и вычисляли

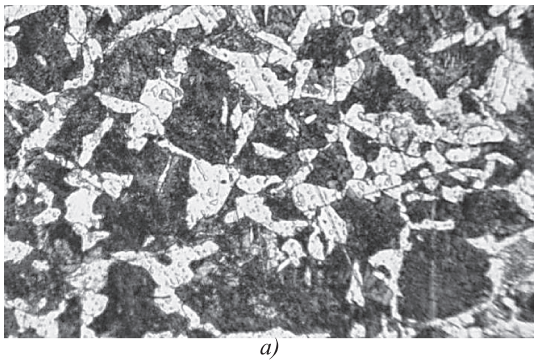
среднеарифметические значения. В каждой точке получены остаточные напряжения в двух направлениях: вдоль оси — осевые остаточные напряжения σ_z и поперек оси — окружные остаточные напряжения σ_θ. Результаты измерения представлены в табл. 1. Экспериментально установлено, что что при поперечной обкатке в поверхностных слоях формируются сжимающие остаточные напряжения. Большие остаточные напряжения распределены в окружном направлении, они в среднем в 2—3 раза превышают осевые напряжения.

Таблица 1

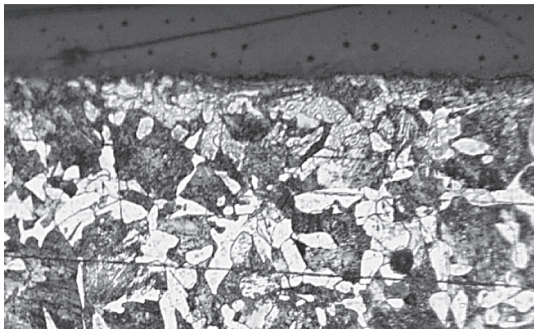
Остаточные напряжения на поверхности деталей после поперечной обкатки

Относительное обжатие Q, %	Остаточные напряжения, МПа	
	σ_z	σ_θ
0,25	–136	–315
0,42	–148	–371
0,67	–187	–404

Оценка микроструктуры и микротвердости поверхностного слоя. Микроструктуру и микротвердость деталей определяли на шлифах, изготовленных из половины дисков толщиной 10 мм, вырезанных из цилиндрических образцов. Диаметральная плоскость диска являлась объектом исследования.



а)



б)

Рис. 7. Микроструктура образца после поперечной обкатки (× 400): *а* — осевая зона; *б* — поверхностная зона

Образец фиксировали в кольце на автоматическом прессе "Полилаб С50А" с помощью смолы Aka-Resin Acrylic, а затем шлифовали и полировали на шлифовально-полировальном станке "Полилаб П12М" до зеркального блеска. Травление выполнили в 5%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Полученные шлифы использовали для оценки сначала микроструктуры, а затем микротвердости поверхностного слоя.

Микроструктуру изучили на микроскопе МЕТ-2, позволяющем визуально наблюдать и фотографировать микроструктуры металлов с увеличением от 100 до 1000 раз. Исследования микроструктуры проводили как в осевой зоне, так и в поверхностном слое цилиндра (рис. 7).

Сердцевина цилиндра содержит зерна размером 20...90 мкм, а в поверхностной зоне, которая непосредственно подвергается деформированию, наблюдается более мелкозернистая структура, с размером зерен 10...40 мкм. Микроструктура в данной зоне характеризуется преобладанием зерен, сжатых в радиальном направлении и вытянутых в осевом направлении. Измельчение зеренной структуры является следствием дробления зерен металла. В табл. 2 представлены среднеарифметические значения размеров десяти зерен для каждого образца в каждой зоне. Результаты показывают, что увеличение обжатия вызывает более эффективное деформирование и дробление зерен.

Таблица 2

Размеры зерен в зависимости от относительного обжатия

Относительное обжатие Q, %	Размер зерна вдоль оси, мкм		Размер зерна поперек оси, мкм	
	Край	Середина	Край	Середина
0,25	39,8	53,7	32,7	45,7
0,42	37,9	55,5	29,6	48,3
0,67	38,5	54,8	25,5	47,4

Для определения распределения микротвердости в радиальном направлении провели измерения по Виккерсу на микротвердомере ПМТ-3. Измерения выполняли при нагрузке 200 гс (1961 Н) и выдержке 10 с. Для всех образцов измерения микротвердости выполняли с шагом 100 мкм от периферии к центру. Распределение микротвердости по радиальному направлению представлено на рис. 8. Видно, что микротвердость достигает максимального значения на поверхности и уменьшается при переходе к центру. Для каждого значения обжатия начиная с некоторой толщины микротвердость практически не изменяется, достигая минимального значения — исходной микротвердости заготовки. С увеличением обжатия

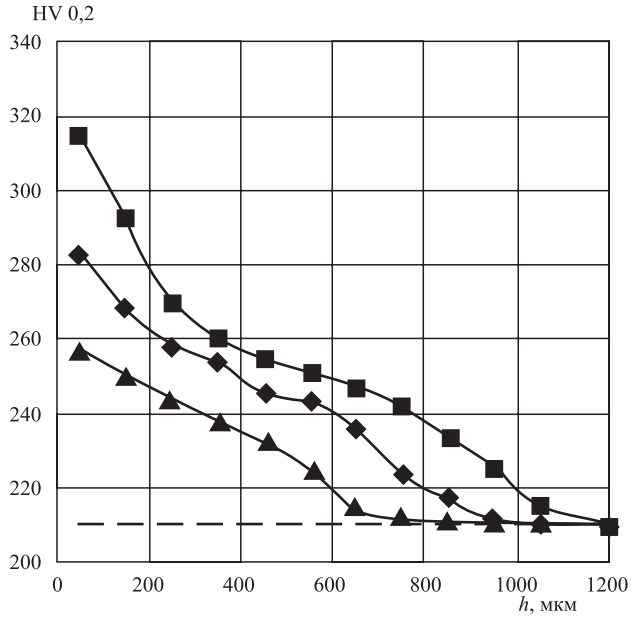


Рис. 8. Распределение микротвердости поверхностного слоя в зависимости от степени относительного обжатия:
—▲— Q = 0,25 %; —◆— Q = 0,42 %; —■— Q = 0,67 %; --- микротвердость до обкатки

максимальная микротвердость на поверхности растет. Наибольшая эффективность упрочнения достигается при относительном обжатии 0,67 %. При этом микротвердость повышается на 50 % по сравнению с исходной. По рис. 8 можно определить также глубину упрочненного слоя, которая при данных условиях нагружения изменяется от 0,7 до 1,2 мм.

Известно [2—5], что данная схема деформирования при обработке давлением может приводить к нарушению сплошности деталей путем вскрытия осевой полости. Разрушение осевой части заготовки происходит под действием значительных растягивающих нормальных и тангенциальных напряжений в осевой зоне заготовки. Экспериментально установлено [5], что полость вскрывается после определенного числа оборотов заготовки и данное число оборотов главным образом зависит от степени обжатия, температуры нагрева заготовки. По данным [5], при степени обжатия Q = 9,2 % и температуре нагрева 1000 °С на образцах из стали 45 после 6 оборотов визуально видна полость. Поэтому в данной работе необходимо было выявить, возникают ли трещины в осевой зоне детали. На всех шлифах при 400-кратном увеличении не обнаружено признаков разрушения. Это значит, что при данных степенях обжатия и малом числе оборотов в сочетании с холодным состоянием заготовки дефект вскрытия полости не появляется.

Заключение

Экспериментальные исследования по оценке качества деталей после поверхностного пластического деформирования поперечной обкаткой плоскими плитами показали следующие благоприятные изменения в поверхностном слое металла: резкое уменьшение исходной шероховатости, повышение микротвердости поверхностного слоя, формирование остаточных сжимающих напряжений в поверхностных слоях, образование мелкозернистой структуры, обеспечение высокой точности обработанной детали по размерам и форме. При поперечной обкатке в зависимости от обжатия качество поверхности повышается на 1...4 класса, образуются достаточно большие сжимающие остаточные напряжения (до 400 МПа), повышается микротвердость поверхностного слоя на 20...50 %. Полученные результаты позволяют утверждать, что для упрочняющей обработки определенной группы деталей (короткие валы, ролики, оси, втулки, пальцы) целесообразно использовать предлагаемый метод поперечной обкатки плоскими плитами, позволяющий получать детали высокого качества.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Фам Дак Фыонг, Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан.** Определение условий поперечной обкатки при поверхностном пластическом деформировании // Вестник ИрГТУ. 2015. № 4. С. 48—52.

2. **Кожевникова Г.В.** Теория и практика поперечно-клиновой прокатки. Минск: Беларус. наука, 2010. 291 с.

3. **Поперечно-клиновая** прокатка / Г.В. Андреев, В.А. Клушкин, Е.М. Макушок и др. Минск: Наука и техника, 1974. 160 с.

4. **Грудев А.П.** Теория прокатки. М.: Металлургия, 1988. 240 с.

5. **Щукин В.Я.** Основы поперечно-клиновой прокатки / под ред. А.В. Степаненко. Минск: Наука и техника, 1986. 223 с.

6. **Папшев Д.Д.** Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.

7. **Зайдес С.А., Забродин В.А., Мураткин Г.В.** Поверхностное пластическое деформирование. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. 404 с.

8. **Бойко Н.И.** Ресурсосберегающие технологии повышения качества поверхностных слоев деталей машин: учеб. пособие. М.: Маршрут, 2006. 198 с.

УДК 621.787.6

В.А. Лебедев, А.А. Кочубей, М.М. Чаава
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону),
И.В. Чумак *(Технологический институт (филиал) ДГТУ, г. Азов)*
E-mail: watchbox@mail.ru

Оценка производительности упрочняющей обработки свободнодвижущимися инденторами в условиях вращающегося электромагнитного поля

Раскрыты сущность и область технологического назначения обработки деталей свободнодвижущимися инденторами в устройствах, создающих вращающееся электромагнитное поле. На основе модельных представлений магнитоожиженного вращающегося слоя даны рекомендации по определению эффективной загрузки ферромагнитных инденторов в рабочую зону устройства и предложена теоретико-вероятностная модель оценки производительности упрочняющей обработки в условиях вращающегося электромагнитного поля.

Ключевые слова: *вращающееся электромагнитное поле, ферромагнитный индентор, упрочняющая обработка, производительность, вероятность, микропластическая деформация, цикл вращения поля.*

The essence and area of technological purpose of processing of details free indenters in the device generates a rotating electromagnetic field. On the basis of model concepts of rotating magnetic liquefied layer proposed recommendations for the definition of efficient loading of ferromagnetic indenters into the working area of the device and theoretical-probabilistic model for performance evaluation of consolidating treatment under conditions of a rotating electromagnetic field.

Keywords: *rotating electromagnetic field, ferromagnetic indenter, strengthening processing, performance, probability, microplastic deformation, cycle of rotation of the field.*

Введение

Поиск путей отделочно-упрочняющей обработки (ОУО) внутренних поверхностей полых деталей, обладающих выраженными парамагнитными свойствами, предопределил использование для этой цели устройств, создающих вращающееся электромагнитное поле (ВЭМП) [1]. Основой таких устройств (рис. 1) является индуктор *2*, помещенный в корпус *1*. Индуктор представляет собой видоизмененный статор асинхронного электродвигателя. В расточку статора устанавливается цилиндрическая труба *3* из немагнитного материала, внутренняя поверхность которой ограничивает рабочую зону устройства. Для повышения стойкости рабочей зоны трубы в нее вставляют сменную вставку *5*, которую заменяют по мере износа. Устройства могут быть выполнены с водяным и воздушным охлаждением.

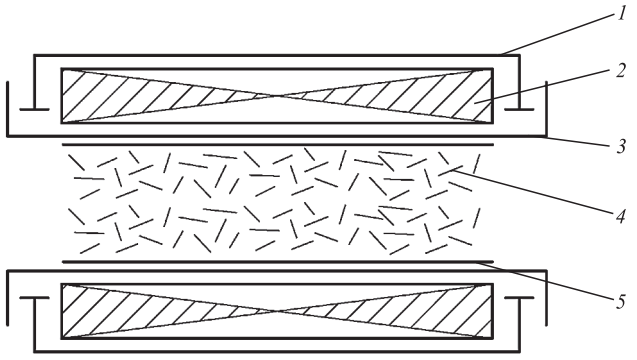


Рис. 1. Схема устройства с вращающимся электромагнитным полем

Принцип действия устройства заключается в том, что внутри рабочей зоны наводится мощное электромагнитное поле, которое взаимодействует с ферромагнитными инденторами *4*, приводя их в интенсивное вращение и образуя тем самым своеобразный магнитоожиженный вращающийся (МОВ) слой. В качестве ферромагнитных инденторов используются преимущественно стальные цилиндрические тела различных диаметра и длины и реже – тела в другом геометрическом исполнении.

На основе проведенных предварительных экспериментальных исследований в работе [1] показано, что хаотичное движение инденторов во вращающемся электромагнитном поле приводит к большому количеству столкновений как между инденторами, так и инденторов с обрабатываемыми изделиями, сопровождающихся как прямыми, так и скользящим ударами. На каждый индентор приходится до $10^3...10^4$ таких соударений в секунду. В результате ударно-импульсного соударения происходит локальная упругопластическая деформация поверхности изделий, находящихся в рабочей зоне устройства.

Обладая такими же достоинствами, что и известные методы поверхностного пластического деформирова-

ния (ППД) свободнодвижущимися телами, обработка в условиях ВЭМП позволяет значительно проще и эффективнее решать вопросы обработки длинномерных деталей со сравнительно малой площадью сечения на основе устройств проходного типа, а также обработки тонкостенных и внутренних поверхностей полых деталей. В этой связи представляет интерес использование ВЭМП для повышения эффективности технологических операций упрочнения деталей.

Целью настоящих исследований является установление продолжительности обработки деталей конвективными потоками свободнодвижущихся ферромагнитных инденторов в условиях ВЭМП до достижения требуемого упрочняющего эффекта и обоснование на этой основе производительности процесса.

Моделирование движения свободнодвижущихся инденторов во вращающемся электромагнитном поле

Экспериментально установлено [2], что характер движения частиц зависит от многих факторов: скорости вращения и напряженности магнитного поля, создаваемого индуктором, массы, формы, размеров и магнитных свойств частиц, вязкости среды и др. Мелкие частицы, намагничиваясь, притягиваются друг к другу и образуют цепочки, вытянутые в направлении вектора напряженности магнитного поля и вращающиеся за полем вокруг общей оси. Ввиду неуравновешенности слоя цепочки существуют доли секунды, разрушаясь при столкновении друг с другом и группируясь вновь (рис. 2, *а*). Крупные цилиндрические частицы, как правило, цепочек не образуют, каждая из них движется отдельно от других (рис. 2, *б*).

Основываясь на физической сущности явлений, которые наблюдаются в МОВ-слое и связаны с образованием из ферромагнитных инденторов отдельных элементарных слоев, расположенных на определенном расстоянии друг от друга, смоделируем процесс движения ферромагнитных инденторов в МОВ-слое. Для построения такой модели примем следующие допущения:

положение в рабочей зоне ферромагнитных инденторов одного размера, материала и формы равновероятно;

характер движения ферромагнитных инденторов идентичен;

аксиальное движение ферромагнитных инденторов вдоль нормали к вектору магнитной индукции магнитного поля отсутствует; это допущение позволяет упростить процесс моделирования и свести его к решению плоской задачи, несмотря на то, что за счет случайных столкновений инденторов возможны аксиальные движения.

На рис. 3 представлена формализованная модель движения ферромагнитных инденторов в МОВ-слое, в которой инденторы расположены параллельными элементарными слоями по длине рабочей зоны. Она позволяет обосновать загрузку рабочей зоны устройства ферромагнитными инденторами в зависимости от плотности их расположения в элементарном слое.

Рассмотрим случай, наиболее эффективный с точки зрения энергетического взаимодействия инденторов в МОВ-слое, когда оси вращения цилиндрических инденторов в плоскости поперечного сечения рабочей зоны радиусом R располагаются по концентрическим окружностям с радиусом R_i. В этом случае часть площади сечения рабочей зоны, охватываемую вращающимися ферромагнитными инденторами, $S_{вр}$ можно определить по формуле

$$S_{вр} = \frac{\pi^2 li}{2}\left[R - \frac{l(i+1)}{4}\right], \qquad (1)$$

где i — число концентрических окружностей расположения центров вращения ферромагнитных инденторов, определяется из соотношения $i = R/l - 0{,}5$; l — длина феромагнитных инденторов.

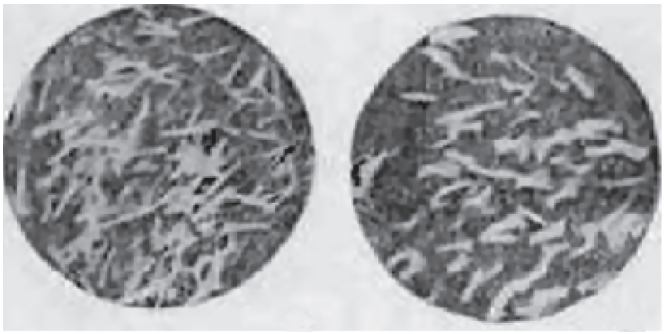
На основе (1) получим зависимость для оценки предельно допустимой степени заполняемости рабочей зоны устройства ферромагнитными инденторами:

$$П_{кр} = \frac{S_{вр}}{S_{р.з}} = \frac{li}{2R^2}\left[R - \frac{l(i+1)}{4}\right], \qquad (2)$$

где $S_{р.з}$ — площадь сечения рабочей зоны устройства, а соответствующее ей количество инденторов, которое необходимо загрузить в рабочую зону устройства,

$$N = \frac{2\pi iL}{ld}\left[R - \frac{l(i+1)}{4}\right], \qquad (3)$$

где L — длина рабочей зоны электромагнитного вращательного устройства; d — диаметр индентора.



а) *б)*

Рис. 2. Характер движения ферромагнитных частиц в слое: *а* — образование цепочек; *б* — вращательное движение отдельных частиц

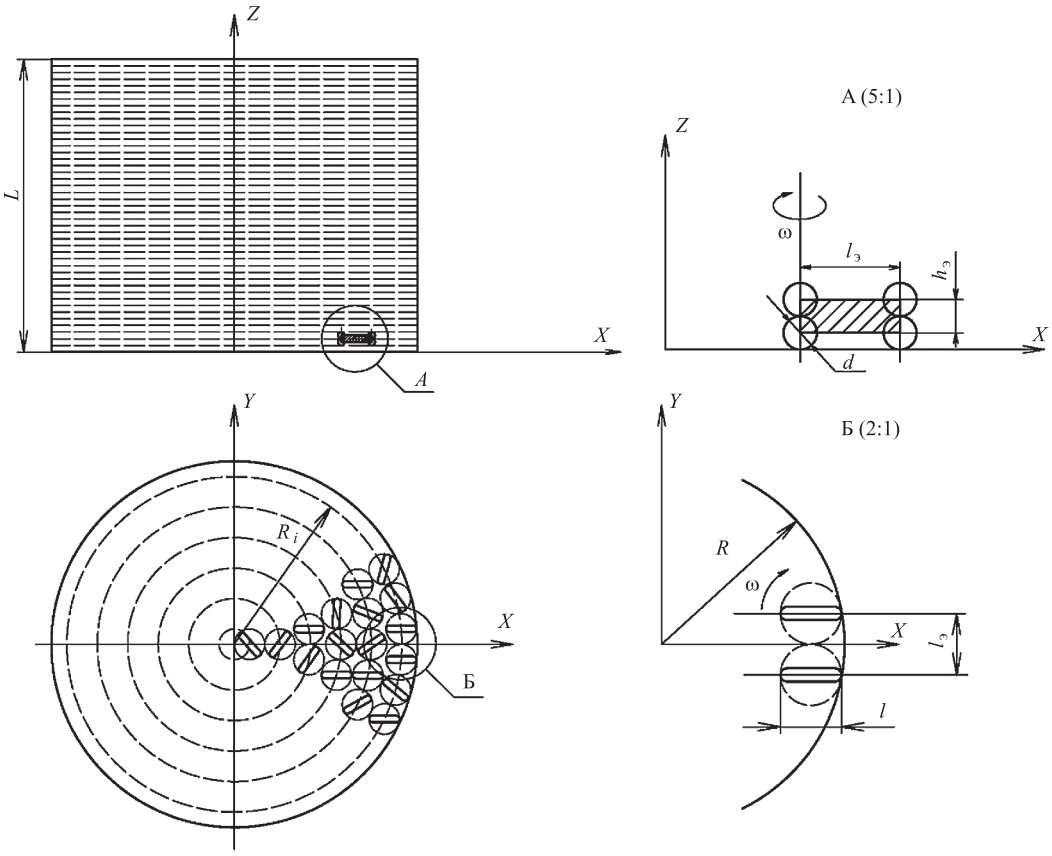


Рис. 3. Формализованная модель движения и ударно-импульсного взаимодействия ферромагнитных инденторов в МОВ-слое

Обработка деталей в условиях ВЭМП является одной из разновидностей ударно-импульсных технологических систем обработки потоками свободнодвижущихся инденторов. В работе [4] установлено следующее соотношение, позволяющее оценить число слоев потока свободнодвижущихся инденторов, активно взаимодействующих между собой и обеспечивающих микропластическое деформирование обрабатываемой поверхности:

$$\eta \simeq \frac{1}{1-K_в}, \qquad (4)$$

где η — число инденторов в условно выделенном столбике потока инденторов; $K_в$ — коэффициент восстановления, для стальных сферических инденторов $K_в = 0{,}7$.

Использование (4) позволяет сделать вывод, что наиболее эффективная загрузка ферромагнитных инденторов в рабочую зону должна находиться на уровне числа слоев $i = 3...4$. Таким образом, зависимость для оценки эффективной степени заполнения рабочей зоны ферромагнитными инденторами цилиндрической формы при $i = 4$ согласно (2) можно записать в виде

$$П_{эф} = \frac{4R-5l}{2R^2}, \qquad (5)$$

а соответствующее ей необходимое для загрузки количество ферромагнитных инденторов цилиндрической формы рассчитать, используя выражение

$$N_{эф} = \frac{8\pi L}{ld}\left[R-\frac{5l}{4}\right]. \qquad (6)$$

Аналитическая модель оценки продолжительности упрочняющей магнитодинамической обработки

Процесс упругопластической деформации обрабатываемой поверхности свободнодвижущимися в МОВ-слое ферромагнитными инденторами из-за отсутствия жесткой связи с источником энергии, каковым является ВЭМП, носит случайный характер. Поэтому он может быть описан на основе теоретико-вероятностных представлений их контактного взаимодействия с поверхностью [5].

В общем виде модель процесса упругопластической деформации поверхности ферромагнитными инденторами можно представить следующим образом:

$$P = P_э P_z, \quad (7)$$

где P — вероятность того, что любая точка обрабатываемой поверхности подвергается упругопластической деформации за один период колебаний МОВ-слоя в электромагнитном вращающемся поле; $P_э$ — энергетическая вероятность того, что за один период колебания МОВ-слоя обработки происходит процесс упругопластической деформации поверхности; P_z — геометрическая вероятность того, что любая точка обрабатываемой поверхности подвергается микропластической деформации.

В качестве эффекта микропластической деформации условно примем пластически деформированное круговое пятно диаметром d_k, где k — число ударов инденторов в рассматриваемое пятно, с площадью $S_{п.к}$, формируемое на поверхности при ударно-импульсном воздействии на нее ферромагнитного индентора цилиндрической формы с $l/d > 1$ и сферическими торцами радиусом $d/2$. При этом считаем, что контактное взаимодействие ферромагнитного индентора с поверхностью в процессе соударения реализуется сферическими торцами.

В работе [3] получено следующее аналитическое выражение для определения диаметра пластического отпечатка d_k, формируемого при взаимодействии сферического индентора диаметром D с шероховатой поверхностью, в функции от технологических факторов контакта:

$$d_k = 2k_{пр}\left[0{,}1\left(\frac{P_д}{c\sigma}\right)^2 + \mathrm{Ra}D\left(\frac{0{,}477}{b}\right)^{\frac{1}{\nu}}\left(\frac{P_д}{c\sigma}\right)^{\frac{1}{\nu}}\right]^{0{,}25}, \quad (8)$$

где $k_{пр}$ — коэффициент пропорциональности, учитывающий физико-механические характеристики обрабатываемого материала: $k_{пр}$ = 1,3 для материалов с НВ > 300; $k_{пр}$ = 1,4 для материалов с НВ = 300 ... 150; $k_{пр}$ = 1,5 для материалов с НВ < 150; $P_д$ — максимальная динамическая нагрузка, вызывающая возникновение пластической деформации в зоне контакта сферического индентора с гладкой поверхностью; c — коэффициент стеснения (выбирается в пределах 2,8...3); Ra — параметр шероховатости; b, ν — параметры опорной кривой микропрофиля обрабатываемой поверхности; σ — предел текучести.

Применительно к обработке в условиях ВЭМП выражение (8) перепишем в виде

$$d_k = 2k_{пр}\left[0{,}1\left(\frac{P_д}{c\sigma}\right)^2 + Rad\left(\frac{0{,}477}{b}\right)^{\frac{1}{\nu}}\left(\frac{P_д}{c\sigma}\right)^{\frac{1}{\nu}}\right]^{0{,}25}. \quad (9)$$

При упрочняющей обработке динамическими методами ППД основным технологическим параметром является скорость соударения свободнодвижущихся инденторов с обрабатываемой поверхностью $V_у$. В связи с этим целесообразно в (9) динамическую нагрузку $P_д$ представить в виде функции от аргумента $V_у$, используя соотношение, предложенное в работе [6]:

$$P_д = K_m V_у^{\frac{2n}{1+n}}, \quad (10)$$

где $K_m = \left(\frac{m}{2\xi}\frac{1+n}{n}\right)^{\frac{n}{1+n}}$; m — масса ферромагнитных инденторов; ξ — коэффициент податливости материала; n — коэффициент, характеризующий условия соударения.

Скорость соударения ферромагнитных инденторов МОВ-слоя с обрабатываемой поверхностью определим из выражения полной энергии, передаваемой внешним полем инденторам в единицу времени, полученного в работе [7], представив его следующим образом:

$$E_p + E_п = \frac{mV_у^2}{2} = \frac{N}{2\pi}\frac{\rho_m^{\,2}}{\omega}\left[\frac{B_\nu^2}{I} + \frac{1}{m}\left[\frac{\partial B_\nu}{\partial y}\right]^2\right], \quad (11)$$

где E_p — энергия, передаваемая внешним полем инденторам в единицу времени при вращательно-колебательном движении; $E_п$ — энергия, передаваемая полем инденторам в единицу времени при поступательно-колебательном движении; N — числовая концентрация инденторов в МОВ-слое; ρ_m — магнитный момент индентора; ω — угловая скорость ВЭМП; B_ν — переменная составляющая магнитной индукции; I — момент инерции индентора; $\partial B_\nu/\partial y$ — градиент поля.

На основе выражения (11) запишем

$$V_у = \sqrt{\frac{N}{m\pi}\frac{\rho_m^{\,2}}{\omega}\left[\frac{B_\nu^2}{I} + \frac{1}{m}\left[\frac{\partial B_\nu}{\partial y}\right]^2\right]}. \quad (12)$$

Используя формулу (12), можно оптимизировать параметры ВЭМП исходя из выбранных условий обработки. Однако при этом очень важно оценить значение минимальной скорости соударения, при котором начинается деформация основания микропрофиля и, как следствие, наблюдается эффект упрочнения поверхностного слоя. Для ее определения в работе [3] предлагается следующая зависимость:

$$V_{\min} = \left(\frac{Rad}{K_m}\left[\frac{0{,}477(\pi c\sigma)^{\nu+1}}{b}\right]^{\frac{1}{\nu}}\frac{(\nu-1)^{\frac{\nu-1}{2\nu}}}{2\nu}\right)^{\frac{1+n}{2n}}. \quad (13)$$

Определим геометрическую вероятность того, что любая точка обрабатываемой поверхности подвергается микродеформации, как произведение

$$P_z = P_{z1} P_{z2}, \qquad (14)$$

где P_{z1} — геометрическая вероятность того, что любая точка внутри локально выделенного геометрического элемента обрабатываемой поверхности покрывается пятном контакта; P_{z2} — геометрическая вероятность того, что любой локально выделенный геометрический элемент обрабатываемой поверхности покрывается пятном контакта.

Под локально выделенным геометрическим элементом понимается геометрическая фигура, образованная на обрабатываемой поверхности центрами контакта близкорасположенных относительно друг друга ферромагнитных инденторов. На основе модельных представлений движения ферромагнитных инденторов в МОВ-слое в качестве локального геометрического элемента поверхности выделим прямоугольник (см. рис. 3) со следующими сторонами: $h_э$ — расстояние между отдельными элементарными слоями, расположенными на определенном расстоянии друг от друга по длине рабочей зоны, $h_э = d$; $l_э$ — расстояние между центрами контакта ферромагнитных инденторов по окружности обрабатываемой поверхности, $l_э = 2Rl/(2R - l)$.

Для практических расчетов P_{z1} используем отношение площади пятна контакта $S_{п.к}$ к площади локального геометрического элемента поверхности $S_э$:

$$P_{z1} = S_{п.к}/S_э, \qquad (15)$$

где $S_{п.к} = \dfrac{\pi d^2}{4}$; $S_э = \dfrac{2Rdl}{2R - l}$.

Согласно [5] при обработке деталей в замкнутых объемах геометрическая вероятность P_{z2} того, что любой локально выделенный геометрический элемент обрабатываемой поверхности покрывается пятном контакта, в зависимости от степени загрузки рабочей камеры находится в пределах 0,7...0,95. В устройствах с МОВ-слоем снижение степени загрузки рабочей зоны может приводить к увеличению расстояния между элементарными слоями по длине рабочей зоны из-за наличия аксиальной составляющей смещения ферромагнитных инденторов. Установить взаимосвязь этого смещения и расстояния между слоями возможно только экспериментально. Поэтому примем значение P_{z2} в пределах, рекомендованных для замкнутых объемов.

Вероятность того, что за один цикл вращения МОВ-слоя в любой точке обрабатываемой поверхности происходит процесс упругопластической деформации поверхности и появляется пятно микроконтакта, зависит от энергетического состояния ферромагнитных инденторов МОВ-слоя в момент соударения. Стохастический характер взаимодействия ферромагнитных инденторов МОВ-слоя как между собой, так и с обрабатываемой поверхностью позволяет рассматривать этот процесс как случайную величину, параметры распределения которой определяются видом и энергосиловыми характеристиками ферромагнитных инденторов и состоянием МОВ-слоя в процессе обработки. При этом, как отмечалось ранее, для появления на обрабатываемой поверхности следов деформации необходимо, чтобы инденторы обладали скоростью соударения $V_у > V_{min}$.

Для оценки энергетической вероятности $P_э$ используем косвенный путь, установив закон распределения на поверхности следов соударения ферромагнитных инденторов по методике, предложенной в работе [8]. Проанализируем вероятность появления пятна микроконтакта при нормальном законе распределения случайной величины — диаметра следов ударов.

Если изменение случайной величины d_k подчинено закону нормального распределения, то энергетическая вероятность $P_э$ того, что d_k может принимать любые значения в пределах от d_{k1} до d_{k2} определяется выражением

$$P_э = P\left(d_{k1} < d_k < d_{k2}\right) = \frac{1}{\tau d_k \sqrt{2\pi}} \int_{d_{k1}}^{d_{k2}} e^{\frac{\left(x - M_{d_k}\right)^2}{2\tau^2}} dx, \qquad (16)$$

где M_{d_k} — математическое ожидание рассматриваемой случайной величины; τ_{d_k} — среднее квадратическое отклонение этой случайной величины.

Формула (16) с помощью подстановки $t = \dfrac{x - M}{\tau}$ может быть приведена к следующему виду:

$$P\left(d_{k1} < d_k < d_{k2}\right) = \Phi\left(t_2\right) - \Phi\left(t_2\right) = \\ = \Phi\left(\frac{d_{k2} - M_{d_k}}{\tau_{d_k}}\right) - \Phi\left(\frac{d_{k1} - M_{d_k}}{\tau_{d_k}}\right), \qquad (17)$$

где $\Phi(x) = \dfrac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^x e^{\frac{-t^2}{2}} dt$ — нормированная функция Лапласа, значения которой находят по соответствующим таблицам.

Многочисленные исследования показали, что практическая зона рассеяния случайной величины X, подчиняющейся закону нормального распределения, лежит в пределах $M_x \pm 3\tau_x$ и диапазон ее значений составляет $6\tau_x$. Тогда минимальный размер следа удара, формируемый на поверхности ферромагнитным индентором со скоростью соударения V_{min}, $d_{kmin} = M_{d_k} - 3\tau_{d_k}$; максимальный размер $d_{kmax} = M_{d_k} + 3\tau_{d_k}$.

Определим значения аргументов функции Лапласа для (17):

$$t_1 = \frac{d_{k\min} - M_{d_k}}{\tau_{d_k}} = \frac{M_{d_k} - 3\tau_{d_k} - M_{d_k}}{\tau_{d_k}} = -3;$$

$$t_2 = \frac{d_{k\max} - M_{d_k}}{\tau_{d_k}} = \frac{M_{d_k} + 3\tau_{d_k} - M_{d_k}}{\tau_{d_k}} = 3.$$

Учитывая нечетность функции Лапласа, из (17) и последних равенств получаем для рассматриваемой случайной величины

$$P\left(M_{d_k} - 3\tau_{d_k} < d_k < M_{d_k} + 3\tau_{d_k}\right) = \Phi(t_2) - \Phi(t_1) =$$
$$= \Phi(3) - \Phi(-3) = 2\Phi(3).$$

Согласно таблицам, содержащим значения функций Лапласа, $2\Phi(3) = 0{,}9973$, это означает, что вероятность нахождения случайной величины d_k внутри обозначенного интервала ($d_{k\min}$; $d_{k\max}$) очень высока.

Экспериментальные исследования по оценке появления отпечатка на обрабатываемой поверхности подтвердили правомерность предложенного подхода к оценке $P_э$, в работе [8] определено, что $P_э = 0{,}95$.

Предполагаем, что при всех циклах вращения МОВ-слоя в процессе обработки следы пятен контакта, формируемые на обрабатываемой поверхности за цикл вращения МОВ-слоя, не перекрываются. Используя формулу Бернулли, можно определить вероятность того, что каждая точка обрабатываемой поверхности покроется отпечатками k раз за n циклов вращения МОВ-слоя в ВЭМП:

$$P_n^k = \frac{n!}{(n-k)!k!} P^k (1-P)^{n-k}; \; k = (0, 1, 2, 3, ..., n). \quad (18)$$

Последняя зависимость позволяет вычислить число циклов вращения МОВ-слоя, обеспечивающих k-кратное покрытие поверхности следами ударов.

На основе теоретических и экспериментальных исследований в работе [5] предложена упрощенная зависимость для расчета числа энергетических циклов в виде

$$n(k) = \frac{k}{p}. \quad (19)$$

Чтобы оценить производительность процесса обработки поверхности детали ферромагнитными инденторами в условиях ВЭМП, необходимо знать продолжительность обработки $T_{обр}$, которую можно определить по формуле

$$T_{обр} = T_ц n(k), \quad (20)$$

где $T_ц$ — период одного цикла вращения МОВ-слоя в ВЭМП, $T_ц = 1/\omega$; ω — угловая скорость ВЭМП.

С учетом (20) продолжительность упрочняющей обработки ферромагнитными инденторами в условиях ВЭМП будет определяться выражением

$$T_{обр} = \frac{k}{P\omega}, \quad (21)$$

где k — число актов ударно-импульсного воздействия ферромагнитных инденторов МОВ-слоя, обеспечивающих сплошность покрытия обрабатываемой поверхности следами ударов, которое устанавливается в зависимости от обеспечения требуемого эффекта упрочнения поверхности.

Выводы

Полученная в результате проведенных исследований зависимость для определения продолжительности обработки поверхности позволила установить, что основными факторами, определяющими производительность процесса упрочнения при магнитодинамической обработке, являются энергетическое состояние ферромагнитных инденторов, определяемое параметрами электромагнитного поля, угловая скорость вращения электромагнитного поля и плотность магнитоожиженного вращающегося слоя, зависящая от загрузки ферромагнитных инденторов в рабочую зону устройства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кочубей А.А.** Использование вращающегося электромагнитного поля в технологических целях // Сб. науч. тр. Юбилейной конференции студентов и молодых ученых, посвященной 85-летию ДГТУ. 13 мая. Ростов н/Д., 2015.

2. **Логвиненко Д.Д., Щеляков О.П.** Интенсификация технологических процессов в аппаратах с вихревым слоем. Киев: Техника, 1976. 143 с.

3. **Лебедев В.А.** Технология динамических методов поверхностного пластического деформирования. Ростов н/Д.: Изд. центр ДГТУ, 2006. 183 с.

4. **Моделирование** динамических характеристик процесса виброударной обработки / Лебедев В.А., Марченко Ю.В., Соколов В.Д. // Сб. науч. тр. Сер. Машиностроение. Полтавский национальный технический университет, 2012. С. 139—145.

5. **Теория** вероятности в решении технологических задач (на примере вибрационной обработки в гранулированных средах) / А.П. Бабичев и др. Ростов н/Д.: Изд. центр ДГТУ, 2013. 126 с.

6. **Батуев Г.С**. Инженерные методы исследования ударных процессов. М.: Машиностроение, 1977.

7. **Вернигоров Ю.М.** Магнитовибрационная технология производства порошковых материалов: дис. ... д-ра техн. наук. 05.02.08. Ростов н/Д., 1995. 369 с.

8. **Колесов И.М.** Основы технологии машиностроения. Высш. шк., 2001.

УДК 621.793.8:669.3

Д.А. Романов, Е.Н. Гончарова, Е.А. Будовских, В.Е. Громов
(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк),
Ю.Ф. Иванов, А.Д. Тересов *(Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Национальный исследовательский Томский политехнический университет)*
E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

Структурно-фазовое состояние электроэрозионного покрытия Cu—Cr, сформированного на меди комбинированным методом*

Комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление и последующее облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия, на поверхности медного (медь марки М00) электрического контакта сформировано многослойное покрытие из несмешивающихся компонентов на основе системы Cu—Cr. Выполнены исследования элементного и фазового составов. Состояние дефектной субструктуры покрытия изучено методами сканирующей и просвечивающей микроскопии. Определены твердость и модуль Юнга данного покрытия.

Ключевые слова: *электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка, хром, медь, псевдосплав.*

Multilayer multiphase coating on the basis of immiscible components of the Cu—Cr system was formed on the copper surface of electrical contact (copper of mark M00) by the method, combining electroexplosive deposition and subsequent irradiation of high-intensity pulsed electron beam of submillisecond duration. Researches of element and phase structure were carried out. Defect substructure of the coating was studied by scanning and transmission microscopy. Values of hardness and Young's modulus of the coating were determined.

Keywords: *electroexplosive spraying, electron beam processing, chrome, copper, pseudoalloy.*

Введение

При изготовлении разрывных электроконтактов низковольтной аппаратуры для нужд электротехники используется около четверти мирового потребления серебра [1]. Ввиду относительно высокой стоимости таких контактов ведутся разработки бессеребрянных разрывных контактов, которые при низких ценах могут обеспечить надежную работу коммутирующих аппаратов. Медь в качестве заменителя серебра в электроконтактах обладает набором необходимых свойств, позволяющих создавать на ее основе сплавы с повышенным сопротивлением к электродуговому износу и свариванию. Поэтому композиционные сплавы на основе меди широко применяют в электротехнике в качестве контактного материала для низко- и высоковольтных выключателей, вставок плазматронов, электродов сварочных машин и др. [2]. В качестве упрочняющих фаз в таких материалах применяют тугоплавкие металлы, карбиды, оксиды и нитриды. Получают композиты методами порошковой металлургии [2, 3] и перспективным методом электровзрывного напыления (ЭВН) [4].

Цель работы — исследование структуры, элементного и фазового составов, механических и трибологических свойств покрытия на основе Cu—Cr, сформированного на медной подложке комбинированным методом.

Методика эксперимента

Материалом исследования являлось покрытие на основе Cu—Cr, сформированное на медной подложке (электротехническая медь марки М00) комбинированным методом, сочетающим ЭВН и электронно-пучковую обработку (ЭПО) [2—4]. ЭВН проводили на модернизированной электровзрывной установке ЭВУ 60/10М [5]. В ее состав входят емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником и разрядной камеры, лока-

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и гранта Президента РФ МК-4166.2015.2.

лизующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник тока большой плотности при разряде накопителя.

Покрытия наносили на образцы отожженной меди марки М00 размером 15×15×5 мм. Режим термосилового воздействия на облучаемую поверхность задавали выбором зарядного напряжения емкостного накопителя энергии установки, по которому рассчитывали поглощаемую плотность мощности [5]. Электровзрывное напыление проводили с использованием композиционного электрически взрываемого проводника [6] для нанесения покрытий, который в данной работе представлял собой двуслойную медную фольгу массой 0,277 г с заключенной в ней навеской порошка хрома массой 0,277 г. Поглощаемая облучаемой поверхностью плотность мощности при напылении составляла 4,1 ГВт/м^2, диаметр медного сопла разрядной камеры плазменного ускорителя — 20 мм, расстояние образца от среза сопла — 20 мм.

Последующую обработку высокоинтенсивным импульсным электронным пучком осуществляли на установке СОЛО (ИСЭ СО РАН) [7] при следующих параметрах пучка электронов: 18 кэВ, 55 Дж/см^2, 100 мкс, 0,3 с$^{-1}$, 10 имп.

Исследование элементного и фазового составов, состояния дефектной субструктуры покрытия осуществляли методами сканирующей (прибор SEM 515 Philips) и просвечивающей дифракционной (прибор ЭМ-125) электронной микроскопии; твердость и модуль Юнга определяли, используя нанотвердомер Nano Hardness Tester.

Результаты исследований и их обсуждение

Покрытия, формируемые методом электрического взрыва токопроводящего материала, характеризуются высокоразвитым рельефом (наплывы, капли, микропоры) [5]. Последующее облучение таких покрытий высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме плавления поверхностного слоя приводит к выглаживанию поверхности облучения под действием сил поверхностного натяжения (рис. 1, *а*). При указанном выше режиме облучения покрытия на основе Cu—Cr формируется поверхностный слой с островковой структурой (рис. 1, *а*); в объеме островков выявляется субмикрокристаллическая структура, характерное изображение которой представлено на рис. 1, *б*.

Формирующееся покрытие является многослойным (рис. 2). Анализируя результаты, представленные на рис. 2, *б*, можно выделить поверхностный слой (рис. 2, *б*, слой 1), характеризующийся минимальным количеством микропор; переходный слой, содержащий большое количество микропор и пустот (рис. 2, *б*, слой 2), и слой покрытия, примыкающий к подложке (рис. 2, *б*, слой 3), вновь с малым количеством микропор. Одновременно с этим слоистая структура выявляется и в подложке. А именно, в объеме медного образца, примыкающем к покрытию, формируется субмикрокристаллическая структура (рис. 2, *б*, слой 4; рис. 3).

Таблица 1

Элементный состав модифицированного слоя, электронно-микроскопическое изображение которого представлено на рис. 3, *а*

Номер участка	Элемент, % ат. (Cu — остальное)		
	Cr	C	O
1	10,56	65,7	3,2
2	73,1	24,6	0,0
3	58,2	29,8	0,0
4	54,1	32,4	10,0

Выполненные исследования показывают, что выявленные слои различаются не только структурой, но и элементным составом, о чем свидетельствуют результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава покрытия (метод картирования) [8], представленные на рис. 3 и в табл. 1. Анализируя эти результаты, можно отметить, что элементы напыляемого покрытия по толщине модифицированного слоя распределены неоднородно. А именно, основным легирующим элементом поверхностного слоя (см. рис. 3, *а*, слой 1) является медь; лежащие ниже слои (см. рис. 3, *а*, слои 2...4) обогащены атомами хрома. Концентрация хрома в данных слоях уменьшается по мере удаления от поверхности легирования. Наряду с атомами металлов в покрытии при-

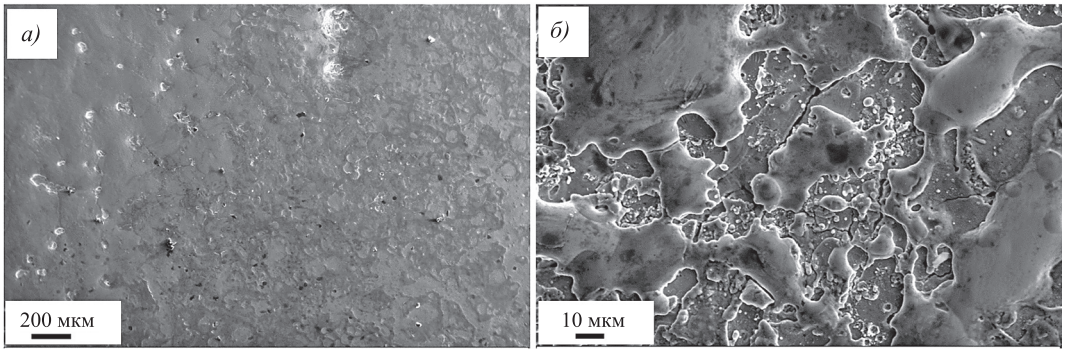


Рис. 1. Структура поверхности покрытия Cu—Cr, сформированного на медной подложке и облученного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком

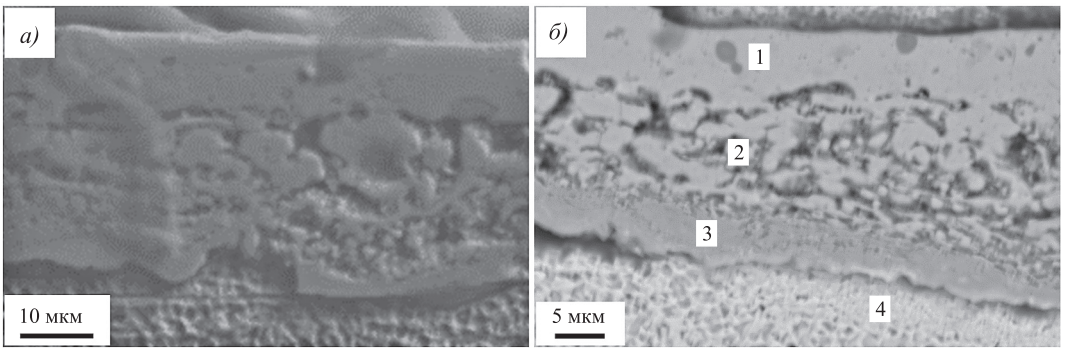


Рис. 2. Структура поперечного шлифа покрытия Cu—Cr, сформированного на медной подложке и облученного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком

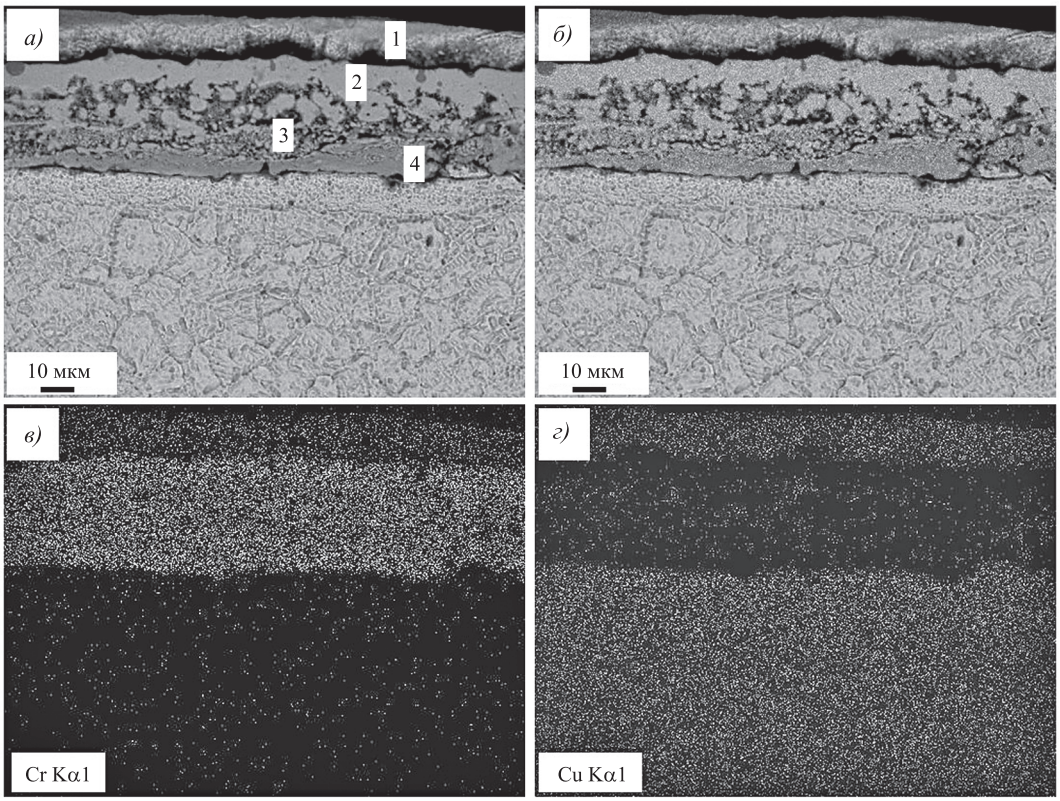


Рис. 3. Структура поперечного сечения покрытия системы Cu—Cr, сформированного на медной подложке и облученного высокоинтенсивным электронным пучком (*а*; цифрами указаны участки, выбранные для микрорентгеноспектрального анализа (см. табл. 1)) и результаты микрорентгеноспектрального анализа (метод картирования): картина, полученная при наложении рентгеновского излучения основных элементов, присутствующих в материале (*б*); картины, полученные в рентгеновском излучении атомов хрома (*в*) и атомов меди (*г*)

сутствуют атомы углерода и в небольшом количестве атомы кислорода. Это указывает на принципиальную возможность образования в покрытии карбидов хрома.

Фазовый состав поверхностного слоя покрытия изучали методами рентгеноструктурного анализа. На рис. 4 представлен участок рентгенограммы, на котором проведено индицирование рентгеновских максимумов. Отчетливо видно, что основными фазами исследуемого материала являются медь и хром; в небольшом количестве выявляется карбид хрома состава Cr_7C_3.

Количественное соотношение фаз и характеристики их кристаллической структуры приведены в табл. 2. Анализируя данные, приведенные в табл. 2, можно констатировать, что основной фазой, как и следовало из анализа рентгенограммы (см. рис. 4), является медь, в существенно меньшем количестве присутствуют хром и карбид хрома состава Cr_7C_3. Параметр кристаллической решетки анализируемой меди совпадает с табличным значением параметра кристаллической решетки меди [9]. Параметр кристаллической

Таблица 2

Фазовый состав и характеристики фаз, выявленных в покрытии на основе Cu—Cr, обработанном интенсивным электронным пучком

Образец	Фазовый состав		Параметр решетки, нм			D (ОКР), нм	$\Delta d/d \cdot 10^4$
	Тип фазы	Объемная доля, %	a	b	c		
Cu (подложка)	Cu	100	0,36197	—	—	64,14	3,48
Покрытие	Cu	61,6	0,36150	—	—	16,85	23,13
	Cr	26,4	0,28806	—	—	38,17	6,75
	Cr_7C_3	12,0	0,45310	0,70000	1,22420	16,85	23,13

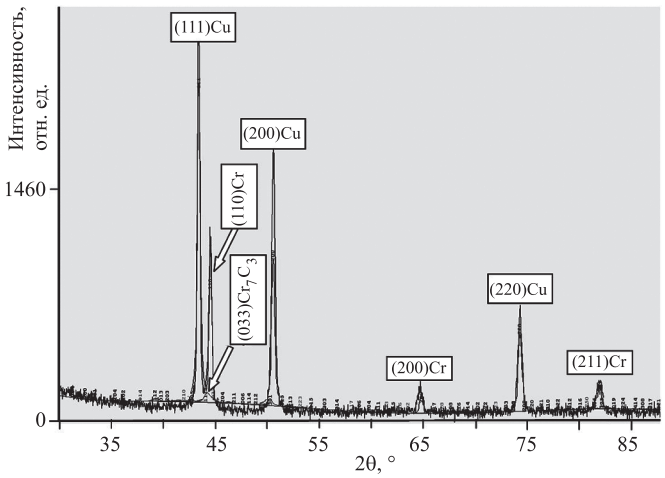


Рис. 4. Участок рентгенограммы, полученной с покрытия на основе Cu—Cr, обработанного интенсивным электронным пучком

решетки анализируемого хрома меньше табличного значения параметра кристаллической решетки хрома (a(Cr) = 0,2885 нм) [9]. Учитывая, что радиус атома меди (R(Cu) = 0,128 нм) немного меньше радиуса атома хрома (R(Cr) = 0,130 нм), можно предположить незначительное легирование кристаллической решетки хрома атомами меди.

Фазовый состав и дефектную субструктуру покрытия на основе Cu—Cr анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. Анализу подвергался слой покрытия, расположенный на глубине 10...15 мкм. Характерное электронно-микроскопическое изображение дефектной субструктуры покрытия представлено на рис. 5. Отчетливо видно, что покрытие имеет фрагментированную субструктуру (рис. 5, *а*). Размеры фрагментов изменяются в пределах 250...400 нм. В объеме фрагментов выявляется дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций (рис. 5, *в*).

Микродифракционный анализ фрагментированной структуры (рис. 5, *б*) позволяет заключить, что основой (матричной фазой) анализируемого слоя покрытия является твердый раствор на основе меди. Преимущественно на границах фрагментов располагаются частицы второй фазы (рис. 5, *г*). Анализ микроэлектронограмм, полученных с участка фольги, содержащего частицы (рис. 5, *д*), свидетельствует о том, что данные частицы являются хромом. Известно [9], что в системе Cu—Cr наблюдается образование двух практически не растворимых друг в друге фаз — меди и хрома, что и подтверждает анализ электронограмм и рентгенограмм.

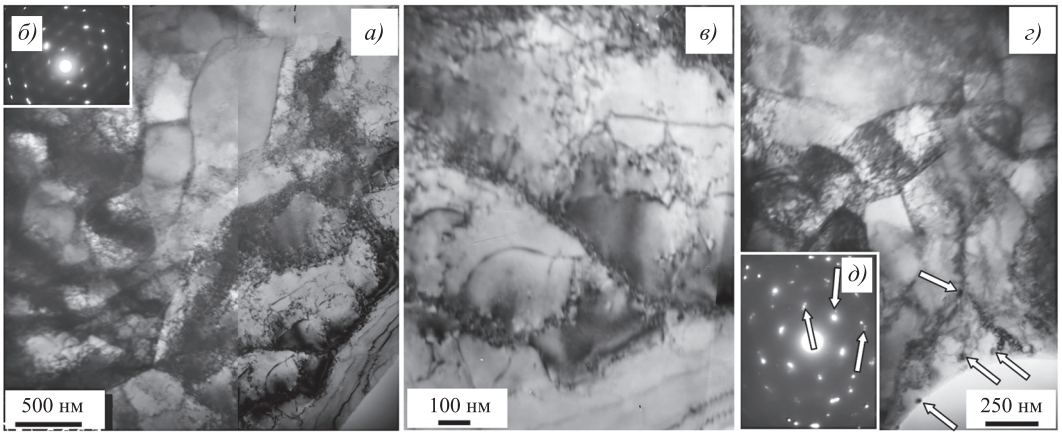


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия состава Cu—Cr, сформированного на меди; *а*, *в*, *г* — светлые поля; *б*, *д* — микроэлектронограммы к *а* и *г*; стрелками на *г* — указаны частицы хрома; на *д* — рефлексы типа [110]Cr и [200]Cr, [211]Cr

Твердость поверхностного слоя покрытия, определенная методами нанотвердометрии при нагрузке на индентор 50...300 мН, составляет ≈ 3,5 ГПа. Отметим, что твердость сплава Cu—Cr ≈ 0,6 ГПа. После проведения отжига на дисперсионное твердение твердость может увеличиться до 1,4 ГПа. Микротвердость образцов бронзы в состоянии поставки ≈ 1,2 ГПа [10]. Следовательно, твердость покрытия, сформированного на меди комбинированным методом, превышает твердость сплава Cu—Cr, подвергнутого дополнительной упрочняющей термической обработке, в ≈ 2,5 раза.

Одновременно с твердостью было определено значение модуля Юнга. Установлено, что модуль Юнга покрытия равен ≈ 125 ГПа. Модуль Юнга меди ≈ 110 ГПа, бронзы ≈ 100 ГПа [10]. Следовательно, модуль Юнга покрытия превышает модуль Юнга меди и бронзы в 1,15...1,25 раза.

Заключение

Выполненные исследования показывают, что предлагаемый комбинированный метод, сочетающий электровзрывное напыление и последующее облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, позволяет формировать на меди высокотвердые покрытия на основе системы Cu—Cr, характеризующиеся высокими значениями твердости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Stockel D.** Entwicklungsrichtungen den Werkstoffer fur Elektrische Kontakte // Metall (W. Berlin). 1983. No. 1. S. 30—36.

2. **Березин В.Б.** Справочник электротехнических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1983.

3. **Zuhailawati H.** Synthesis of copper-niobium carbide composite powder by in situ processing // Journal of Alloys and Compounds. 2008. Vol. 464. P. 185—189.

4. **Budovskikh E.A., Gromov V.E., Romanov D.A.** The Formation Mechanism Providing High-Adhesion Properties of an Electric-Explosive Coating on a Metal Basis // Doklady Physics. 2013. Vol. 58. No. 3. P. 82—84.

5. **Электровзрывное** напыление износо- и электроэрозионно-стойких покрытий / Д.А. Романов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов // Новокузнецк: Полиграфист, 2014. 203 с.

6. **Пат. РФ № 2478732** на изобретение. Композиционный электрически взрываемый проводник для электровзрывного напыления покрытий или электровзрывного легирования поверхности металлов и сплавов / Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.; Заявл. 13.09.2011; Опубл. 10.04.2013. Бюл. 10. 8 с.

7. **Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф.** Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. 2008. № 5. С. 60—70.

8. **Брандон Д., Каплан У.** Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. М.: Техносфера, 2006. 384 с.

9. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 2 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.

10. **Справочник** электротехнических материалов / В.Б. Березин, Н.С. Прохоров, Г.А. Рыков, А.М. Хайкин. М.: Энергоатомиздат, 1983. 399 с.

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

С 1 января 2016 года журнал "Наноинженерия" не издается.
В журнале "Упрочняющие технологии и покрытия" введены рубрики
"Упрочняющие нанотехнологии" и **"Материаловедение наноструктур"**.
Все материалы, касающиеся данной тематики,
будут публиковаться в нашем журнале.

Телефон редакции: 8 (499) 268-47-19
E-mail: utp@mashin.ru

УДК 621.78

Е.Н. Сафонов, А.А. Пыстогов
(Нижнетагильский технологический институт — филиал Уральского федерального университета)
E-mail: pystogov1@yandex.ru

Плазменная закалка деталей малой массы

Представлены методы, позволяющие расширить область применения плазменной закалки на детали малой массы. Приведены примеры плазменной закалки немассивных деталей и результаты металлографических исследований.

Ключевые слова: *плазменное поверхностное упрочнение, скорость охлаждения, концентрированный поток энергии, краевая задача теплопроводности.*

The paper presents methods to extend the range of application of plasma hardening on parts of small mass, examples of plasma hardening amassing details and the results of metallographic studies.

Keywords: *plasma surface hardening, cooling rate, concentrated energy flow, boundary-value problem of heat conduction.*

Плазменное поверхностное упрочнение является результатом высокоскоростного локального нагрева плазменной дугой поверхностного слоя изделия до высоких (выше Ac_3) температур и быстрого охлаждения в результате теплоотвода в глубинные (внутренние) слои материала изделия. В связи с тем, что масса нагретого слоя значительно меньше, чем масса обрабатываемой детали, скорость его охлаждения превышает критическую и образовавшийся при нагреве аустенит претерпевает мартенситное превращение. Образующиеся при скоростном нагреве и охлаждении структуры закалочного типа обладают высокими твердостью, износостойкостью и сопротивлением разрушению [1].

Для реализации процесса деталь должна быть достаточно массивной, чтобы обеспечить необходимую скорость охлаждения в процессе теплоотвода. Для решения этой проблемы при упрочнении деталей, не обладающих достаточной массой, применяются методы интенсификации охлаждения. На практике обычно используются два их варианта.

Первый вариант пригоден для закалки деталей типа тонкостенной втулки (гильзы). В этом случае теплоотвод организуется за счет принудительного охлаждения внутренней или внешней незакаливаемой поверхности.

Второй вариант предполагает тесный контакт закаливаемой детали с сопрягаемой массивной деталью. Примером может служить направляющая, закрепленная на станине, которая участвует в теплоотводе.

Значительный интерес представляют случаи, когда дополнительный теплоотвод обеспечивать нецелесообразно, а необходимая для закалки скорость охлаждения обеспечивается рациональным сочетанием параметров режима, позволяющим получить заданные глубину и твердость поверхностного слоя.

Для предварительной оценки режимов технологического процесса поверхностной термической обработки целесообразно использовать модель на основе решения краевой задачи теплопроводности. Однако известные методы расчета температурных полей пока не обеспечивают достаточной для практики точности как в части описания тепловой обстановки, так и для предсказания размеров и конечной структуры упрочненного поверхностной обработкой слоя. Это объясняется дефицитом точных зависимостей теплофизических характеристик промышленных железоуглеродистых сплавов от температуры, а также отсутствием данных об устойчивости в них аустенита в зависимости от содержания углерода, концентрационной и структурной неоднородности при скоростных нагреве-охлаждении.

При нагреве поверхности детали непрерывно действующим источником концентрированного потока энергии (КПЭ) основные характеристики термического цикла: максимальная температура, время пребывания данной точки выше Ac_1, скорости нагрева и охлаждения определяются сочетанием параметров режима процесса и взаимозависимы.

Например, с увеличением скорости перемещения источника нагрева при прочих равных условиях понижаются максимальная температура цикла, время пребывания нагреваемого объема в аустенитной области и увеличивается скорость охлаждения. Увеличение мощности дуги, напротив, сопровождается ростом максимальной температуры, глубины прогрева, времени пребывания нагреваемого объема в температурном интервале существования аустенита, но одновременно увеличивается размер зерна аустенита с соответствующим повышением точки $M_н$, возможно снижение скорости охлаждения. Ввиду этих особенностей теорети-

Рис. 1. Закалка пальца на токарном станке

ческое предсказание фазового состава, фиксируемого после обработки КПЭ, пока не представляется возможным. Идет процесс накопления и анализа экспериментального материала, который ввиду разнообразия промышленно применяемых сплавов и оборудования для реализации процесса займет определенное время. Пока в инженерной практике чаще используются экспериментальные методы назначения режимов плазменной закалки исходя из данных о материале детали, необходимой твердости и требуемой глубины закаленного слоя [2].

В целях определения рационального сочетания параметров режима исследовали процесс плазменной поверхностной закалки соединительных пальцев из стали 45ХН2МФА диаметром 14 мм и длиной 229 мм (масса около 80 г). Глубина закалки по требованию чертежа не менее 1 мм с твердостью на поверхности не менее 49 HRC. Обработку осуществляли плазматроном прямого действия, оборудованным сканирующим устройством, в качестве плазмообразующего и защитного газа использовали аргон. Вращение изделия с частотой 63 мин$^{-1}$ и перемещение плазматрона с подачей 7,5 мм/об обеспечивал модернизированный токарный станок (рис. 1). Использовали режимы процесса, приведенные в табл. 1.

Таблица 1

Начальные режимы закалки

№ п/п	Рабочий ток дуги, А	Расстояние от сопла плазматрона до детали, мм	Время последующего охлаждения в воде, мин
1	180	10	1
2	190	11	Нет
3	200	12	1
4	190	12	1

После закалки исследовали пальцы, упрочненные без принудительного охлаждения. Твердость обработанной поверхности замеряли твердомером ТК-2 по ГОСТ 9013—59 при нагрузке 1471 Н по образующей пальца через 15 мм, также измеряли твердость сердцевины поперечного образца. Твердость поверхности пальца составила 59...62 HRC при твердости сердцевины 36...38 HRC.

Для детального исследования по технологии и на оборудовании фирмы Struers (Дания) изготовили продольный шлиф фрагмента пальца в диаметральной плоскости, на котором травлением в 5%-ном растворе азотной кислоты в спирте выявляли глубину закаленного слоя. Обзорная фотография шлифа выполнена на металлографическом микроскопе Reihen (Австрия). Сделано 8 снимков по длине шлифа, которые затем совмещены в панораму (рис. 2). Видно, что толщина закаленного слоя неравномерна и составляет от 0,68 до 0,92 мм. Такая картина обычно наблюдается при закалке токами высокой частоты с использованием многовиткового индуктора. В данном случае неравномерность толщины закаленного слоя является следствием его формирования при перемещении локальной зоны закалки по винтовой лини с перекрытием. Поскольку в поперечном сечении зона закалки имеет вид сегмента, неравномерностью толщины формируемого слоя можно управлять, изменяя шаг перекрытия. Внешний вид закаленного пальца приведен на рис. 3.

Полученные параметры твердости позволили выбрать режим 2 (табл. 2) в качестве базового. Для увеличения глубины закаленного слоя с сохранением полученных значений твердости уменьшили рабочий ток дуги и частоту вращения пальца.

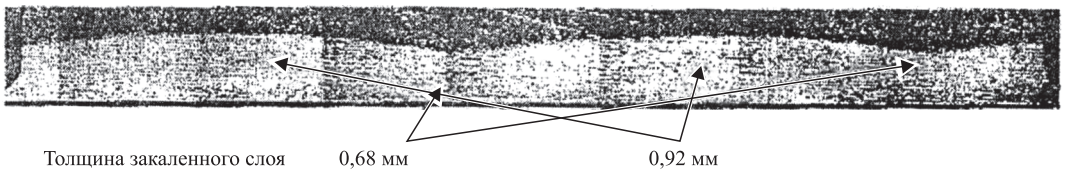


Рис. 2. Фотография шлифа, ×63

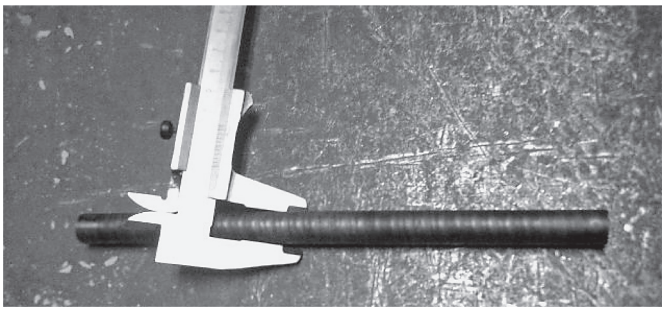


Рис. 3. Закаленный палец

Таблица 2

Выбранный режим закалки

Рабочий ток дуги, А	Расстояние от сопла плазматрона до детали, мм	Частота вращения, мин$^{-1}$	Время охлаждения в воде, мин
190	11	50	Нет

Твердость на поверхности закаленного пальца составила 59...62 HRC. Структура поверхностного слоя — мелкоигольчатый мартенсит, глубже 0,7 мм — мартенсит с прожилками феррита. Твердость сердцевины отрезанного поперечного образца составила 36...38 HRC (сорбит). Глубина закалки – не менее 1,2 мм (рис. 4).

Другой случай плазменной закалки немассивной детали. Втулка, сталь ОХН3МФА, масса — 100 г. Обработку внутренней поверхности диаметром 30 мм производили по винтовой линии с перекрытием локальных зон закалки на 50 % без сканирующего устройства. Режим указан в табл. 3.

Таблица 3

Режим закалки втулки

Рабочий ток дуги, А	Расстояние от сопла плазматрона до детали, мм	Подача, мм/об	Частота вращения, мин$^{-1}$	Время охлаждения в воде, мин
130	6	4	15	Нет

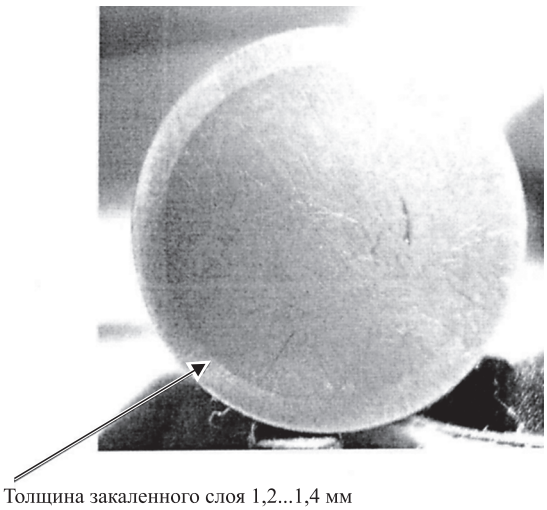


Рис. 4. Закаленный слой на поперечном шлифе пальца

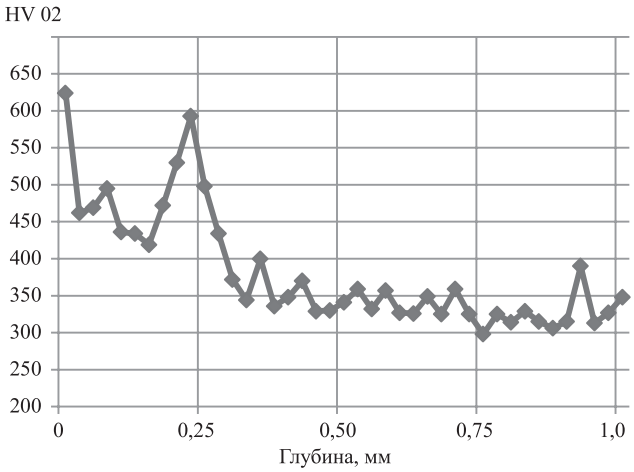


Рис. 5. Распределение твердости по глубине от внутренней поверхности втулки

Измерение твердости пирамидой Виккерса под нагрузкой 1,96 Н (200 гс) проводили на твердомере Future-Tech 300 с шагом 0,025 мм. Полученные результаты представлены на рис. 5. Несмотря на малую массу, получен удовлетворительный результат без организации принудительного охлаждения. Твердость в поверхностном слое (до 0,3 мм) удалось увеличить в среднем на 150 HV 02.

Обработку торцевой поверхности втулки проводили по винтовой линии с применением сканирующего устройства при перекрытии локальных зон закалки на 50 %. Режим указан в табл. 4. Полученные результаты представлены на рис. 6. Видно, что изменение условий теплоотвода с одновременным повышением тока дуги и применением сканирующего устройства обеспечивает эффективное увеличение твердости и глубины закаленного слоя.

Таблица 4

Режим закалки торцевой поверхности втулки

Рабочий ток дуги, А	Расстояние от сопла плазматрона до детали, мм	Подача, мм/об	Частота вращения, мин$^{-1}$	Время охлаждения в воде, мин
230	10	3,5	15	Нет

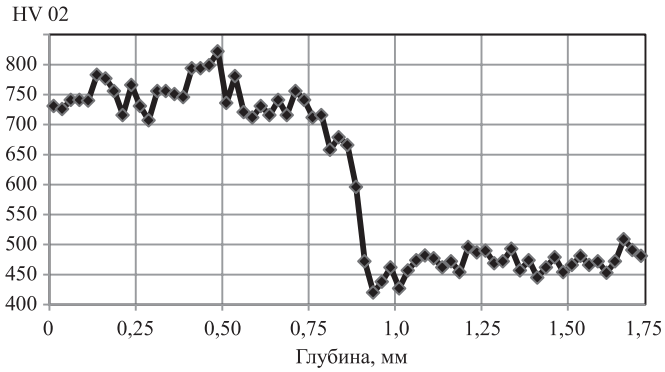


Рис. 6. Распределение твердости по глубине от торцевой поверхности втулки

Стойкость неупрочненной и упрочненной поверхностей к изнашиванию определяли путем трения образцов размером 10 × 10 × 10 мм по абразивной бумаге 12Н 14АСФЖУ1С, ГОСТ 13344—79. Длина пути трения 30 м при нагрузке 30 Н. Испытывали по три образца. Усредненные результаты приведены в табл. 5.

Таблица 5

Результаты испытаний на изнашивание

Поверхность образца	Убыль массы, г	Повышение стойкости, %
Без упрочнения	0,135	—
С плазменной закалкой	0,110	23

Таким образом, целенаправленным выбором сочетания параметров режима плазменной закалки можно управлять глубиной и твердостью упрочненного поверхностного слоя деталей малой массы без дополнительного охлаждения.

Выводы

1. На основе анализа результатов выполненных исследований установлены взаимосвязи твердости и глубины закаленного поверхностного слоя с параметрами режима процесса плазменной термической обработки стальных деталей малой массы, позволяющие эффективно управлять характеристиками формируемого слоя, обеспечивая повышение его износостойкости без дополнительного охлаждения.

2. Выбранные режимы реализованы в технологических процессах плазменной закалки, прошедших опытно-промышленную апробацию для упрочнения деталей машин малой массы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лазерная** и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев и др. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

2. **Плазменная** закалка деталей машин / Е.Н. Сафонов. ФГАОУ ВПО "УрФУ им. первого Президента России / Б.Н. Ельцина", Нижний Тагил, НТИ (филиал) УрФУ, 2014. 116 с.

Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

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

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

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2А
Тел.: (495) 785-60-69
E-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.793.79

А.В. Собачкин, В.И. Яковлев, А.А. Ситников, М.В. Логинова, С.Г. Иванов, А.П. Свиридов
(Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)
E-mail: anicpt@rambler.ru

Газодетонационные покрытия юбки поршня двигателя внутреннего сгорания на основе алюмоматричного углеродсодержащего композиционного материала

Установлена важность проведения исследований по получению газодетонационных покрытий поршней двигателя внутреннего сгорания. Для этого проведено экспериментальное исследование особенностей получения алюмоматричных композиционных материалов с углеродными дисперсными структурами с помощью технологии механоактивационной обработки. Выявлено, что добавление в исходную смесь карбида бора способствует протеканию процессов аморфизации структуры композиционного материала, что может в дальнейшем благоприятно сказаться на свойствах изделия с покрытием из таких материалов. Оптические исследования показали, что напыленное детонационно-газовым способом покрытие имеет характерную слоистую структуру. По результатам рентгенофазового анализа установлено, что фазовый состав композиционного материала в исходном состоянии и полученного из него покрытия не изменяется.

Ключевые слова: *детонационное напыление, композиционный материал, алюминий, углерод, фуллерен, механическая активация, антифрикционное покрытие, поршень двигателя внутреннего сгорания.*

During the work it is established the importance of conducting researches aimed at producing of gas-detonation coatings of pistons internal combustion engine. For this experimentally carried out the study of features of obtaining aluminum-matrix composite materials with carbon dispersed structures using technology of mechanical activation treatment. It was found that the addition to the initial mixture the boron carbide favors the processes of amorphization of the structure of the composite material, which may favorably affect in future on the properties of products coated with such materials. Optical studies have shown that coatings, obtained by sprayed-gas detonation method, has the typical layered structure. Completion of X-ray analysis revealed that the phase composition of the composite material in the initial state and coatings, obtained from it, does not change.

Keywords: *detonation spraying, composite material, aluminum, carbon, fullerene, mechanical activation, antifriction coatings, piston of internal combustion engine.*

Введение

Поршень — наиболее ответственная и специфичная деталь двигателя внутреннего сгорания (ДВС). Во время работы двигателя на поршень действуют высокие механические и тепловые нагрузки. Поэтому условия работы материала поршня можно определить как очень сложные [1]. Чтобы поршень противостоял таким нагрузкам, он должен быть легким, прочным, износостойким, хорошо проводить тепло. Известно, что поршни автомобильных двигателей изготавливаются из легких алюминиевых сплавов, которые имеют комплекс положительных качеств, таких как малая плотность, хорошая теплопроводность, малые значения коэффициента трения в паре с чугунными или стальными гильзами. Однако поршням из алюминиевых сплавов присущ ряд серьезных недостатков, основными из которых являются невысокое сопротивление усталости, уменьшающееся при повышении температуры, высокий коэффициент линейного расширения, меньшая, чем у чугунных поршней, износостойкость, сравнительно большая стоимость.

Наиболее эффективно на режим трения поршней ДВС воздействуют профилирование юбки поршня и нанесение на них антифрикционного покрытия [2, 3]. Вопрос обоснованного выбора метода получения антифрикционных покрытий поршней двигателя внутреннего сгорания практически не рассмотрен в теории и практике конструирования поршней.

В последние годы на юбки поршней стали наносить покрытие типа Grafal, которое представляет собой графит со специальным наполнителем, обеспечивающим прочное сцепление со стенкой юбки [4]. Подобное покрытие существенно влияет на износостойкость поршня, однако имеет целый ряд недостатков, таких как задир юбки на нерасчетных режимах, например при запуске и прогреве, когда условия смазывания ухудшены.

Устранить недостатки применяемых материалов позволяет использование композиционных материалов с металлической матрицей, упрочненной высокомодульными армирующими частицами. Наибольшее распространение получили алюмоматричные композиционные материалы, упрочненные частицами оксидов, кар-

бидов, нитридов, волокнами графита, бора и т. п. [5]. По сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами композиционные материалы на их основе отличаются более высокими значениями удельной прочности и жесткости при сохранении или незначительном снижении электро- и теплопроводности, что обеспечивает им конкурентные преимущества в ряде отраслей.

Известно, что при переходе к наноразмерному состоянию материалы приобретают особую структуру и проявляют уникальные механические, электронные, тепловые свойства, значительно превосходящие характеристики макро- и микроматериалов. Сегодня одним из распространенных способов создания наноструктурных композиционных материалов являются методы механической активации, к преимуществам которой можно отнести возможность тонкого регулирования свойств, структуры и фазового состава материалов за счет изменения типа и концентрации упрочняющей фазы [6, 7].

Среди таких потенциальных упрочнителей, как наноразмерные оксиды, карбиды, нитриды, вискерсы и др., особое положение занимают углеродные наноструктуры (УНС): фуллерены C_{60}, наноалмазы и графены, свойства которых интенсивно исследуют в последние годы [8]. Эти объекты обладают высокими значениями тепло- и электропроводности, сверхупругостью, что может обеспечить получение композиционных наноматериалов с уникальным комплексом физико-механических свойств.

Перспективной технологией, позволяющей наносить разнообразные материалы на поверхности деталей, является детонационно-газовое напыление, к преимуществам которого относятся высокая прочность сцепления покрытий с изделием, низкая пористость покрытия и незначительное термическое воздействие на напыляемую металлическую основу [9, 10].

Таким образом, разработка методов получения алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных УНС, технологии нанесения покрытий из таких материалов и исследование структуры и свойств являются актуальной задачей, представляющей научный и практический интерес.

Целью работы является исследование особенностей механоактивационного получения алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных углеродными дисперсными структурами, а также структурного и фазового состояния газодетонационных покрытий из таких материалов.

Методика экспериментального исследования

Для получения композиционного материала исходную порошковую смесь, состоящую из матрицы и упрочняющих частиц, подвергали механической активации в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в течение заданного времени (5...7 мин). В качестве матрицы был выбран порошок алюминия марки АД0. Выбор этой марки обусловлен ее широкой доступностью и малым содержанием примесей. В качестве упрочняющей фазы использовали литейный графит в виде порошка и порошкообразную суспензию (УДА), состоящую из фуллеренов C_{60} и ультрадисперсных алмазов в определенной пропорции. Исходная размерность всех указанных порошков составляла 40...100 мкм.

Газодетонационное напыление осуществляли с помощью установки "Катунь М". Покрытие наносили на термообработанные образцы из высококремнистого заэвтектоидного алюминиевого сплава марки АК21М2,5Н2,5, поскольку данный сплав применяется при изготовлении поршня ДВС. Перед напылением проводили стандартную операцию по пескоструйной обработке подложки.

Структурно-фазовый анализ образцов порошковой композиционной смеси и образцов с покрытиями осуществляли на рентгеновском дифрактометре общего назначения ДРОН-6, на медном излучении Cu K_α (λ = 15,418 нм). Образцы подготавливали по стандартным методикам, а дифрактограммы всех образцов регистрировали в идентичных условиях, что позволило более корректно сравнивать полученные значения. Шаг сканирования h = 0,05°, время экспозиции t = 3 с. Обработку и анализ экспериментальных данных осуществляли с помощью пакета программ PDWin.

Исследования микроструктуры покрытия образцов проводили на исследовательском оптическом микроскопе Axio Observer Z1m фирмы Carl Zeiss. Обработку и анализ изображений микроструктуры осуществляли с помощью программного обеспечения Thixomet.

Результаты эксперимента и обсуждение

На рис. 1, *а* представлена дифрактограмма порошковой композиционной смеси состава 70 % об. Al + + 30 % об. C после 5 мин механоактивационной обработки.

Появление карбида алюминия Al_4C_3 в композиционной порошковой смеси является нежелательным, поскольку его наличие может снизить физико-механические и эксплуатационные свойства полученного материала. Присутствие в композиционной смеси карбида алюминия может затруднить образование металлоуглеродных комплексов (растворов алюминия с углеродом) и ухудшить свойства композиционного материала. Кроме того, особенностью детонационного напыления является сохранность фазового состава напыляемой смеси, поэтому при эксплуатации поршня с покрытием из такого материала предположительно возможен гидролиз Al_4C_3, который будет сопровождаться коррозией по границам зерен алюминия, что приведет к возникновению пор и потере прочности.

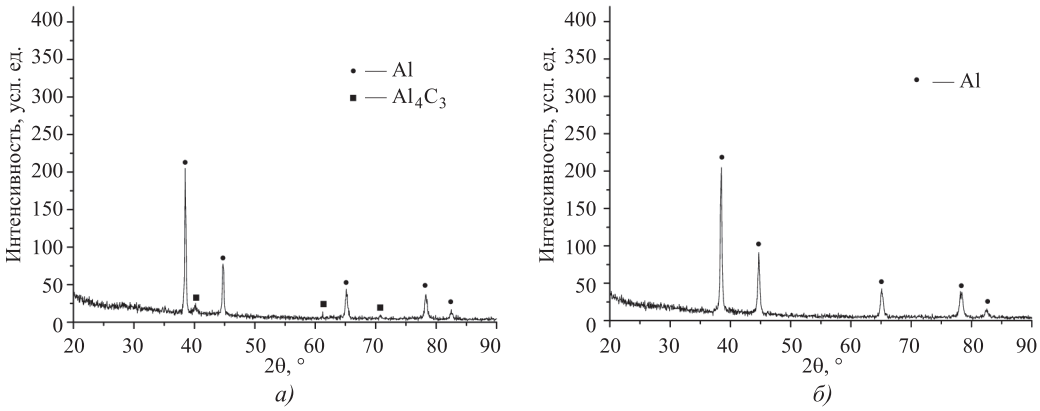


Рис. 1. Дифрактограмма порошковой композиционной смеси состава 70 % об. Al + 30 % об. C:
а — после 5 мин механоактивации; *б* — после 7 мин механоактивации

С увеличением времени механоактивации происходит диссоциация карбида алюминия с одновременным началом зарождения аморфной структуры композиционной порошковой смеси (рис. 1, *б*). Из анализа дифрактограммы следует, что после механоактивационной обработки твердых растворов не образуется, так как дифракционные отражения алюминия не смещены в сторону меньших углов (увеличение межплоскостных расстояний кристаллической решетки не происходит). Наличие рентгеноаморфного гало на малых углах свидетельствует об аморфном состоянии углерода.

Аморфная структура характеризуется отсутствием дальнего порядка в расположении атомов, благодаря чему в ней нет кристаллической анизотропии, отсутствуют границы блоков, зерен и другие дефекты структуры, типичные для поликристаллических материалов. На термическую стабильность аморфных сплавов наибольшее влияние оказывают кремний и бор, наибольшими прочностью и износостойкостью обладают сплавы с бором и углеродом. Поэтому в дальнейшем в состав исходной порошковой смеси дополнительно вводили некоторое количество карбида бора (порядка 1 % объема смеси). Дифрактограммы композиционной порошковой смеси после механической активации представлены на рис. 2.

Газодетонационное напыление осуществляли следующими составами, полученными при 7 мин механоактивационной обработки:

1) смесью 70 % Al + 30 % УДА + B_4C;

2) смесью 70 % Al + 30 % C + B_4C.

Результаты рентгенофазового анализа покрытий приведены на рис. 3.

Как видно из приведенных рентгенограмм покрытий, в процессе газодетонационного напыления углерод и УДА восстанавливают свою кристаллическую структуру. Дифрактограммы являются типичными для покрытий, полученных газовой детонацией, т. е. никаких других фаз, кроме заложенных в композиционную порошковую смесь, в покрытии не обнаружено. Углерод и УДА, находящиеся в покрытии в кристаллическом состоянии, будут способствовать снижению коэффициентов трения поршня дизельного двигателя в процессе его работы, тем самым повысят общий ресурс работы двигателя.

Структура исходного образца представляет собой эвтектику, содержащую первичную фазу (предполо-

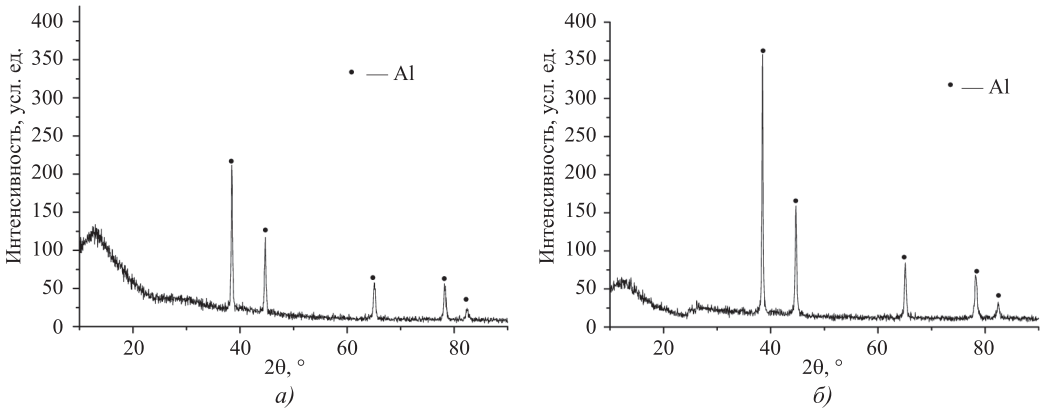


Рис. 2. Дифрактограмма порошковой композиционной смеси после 7 мин механической активации:
а — состав 70 % об. Al + 30 % об. УДА + B_4C; *б* — состав 70 % об. Al + 30 % об. C + B_4C

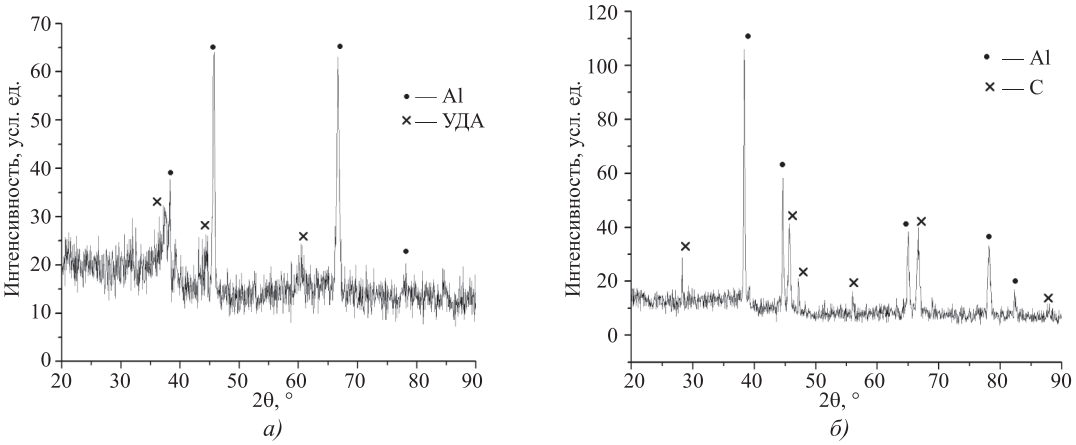


Рис. 3. Дифрактограмма покрытия образца, напыленного газодетонационным методом:
а — состав 70 % Al + 30 % УДА + B_4C; *б* — состав 70 % Al + 30 % C + B_4C

жительно, кремний), равномерно распределенную в алюминиевой матрице. Дендритная структура не проявляется из-за термообработки сплава.

При нанесении методом газодетонационного напыления покрытия первого состава, содержащего 70 % Al + + 30 % УДА + B_4C, в результате интенсивных пластических деформаций и диффузионных процессов в структуре переходной зоны (вблизи границы "покрытие — подложка") происходит выпадение дополнительной фазы, имеющей более темный оттенок по сравнению с матрицей (рис. 4, *а*).

Строение дополнительной фазы — преимущественно пластинчатое, однако встречаются и островковые формы в количестве около 15 %. Дополнительная фаза представляет собой какое-либо из соединений кремния: ввиду большого содержания кремния в основном металле возможно образование α-фазы (Fe_2SiAl_8), β-фазы ($FeSiAl_5$), δ-фазы ($FeSi_2Al_4$) или γ-фазы ($FeSiAl_3$).

Само напыленное покрытие имеет характерную для газодетонационного покрытия слоистую структуру со светлыми границами между слоями, содержащими повышенное количество предположительно алюминия (рис. 4, *б*); покрытие довольно однородное, граница раздела "покрытие—материал" четкая, пористость незначительная (менее 3 %). Средний размер пор составляет около 9 мкм, максимальный размер пор — 11 мкм, минимальный размер пор — 3,7 мкм. Поры являются закрытыми, локализованы в покрытии. Присутствие незначительного количества пор в покрытии предположительно будет способствовать увеличению антифрикционных свойств поршня в связи с возможностью удержания в порах некоторого количества смазочного вещества. Средняя толщина покрытия составляет 85 мкм.

При нанесении газодетонационным способом покрытия второго состава, содержащего 70 % Al + 30 % C + + B_4C, в результате интенсивных пластических деформаций и диффузионных процессов происходит переформирование первичной фазы (кремния) — эта фаза приобретает игольчатый вид, крупные кристаллы ее исчезают вплоть до глубины 0,5 мм от поверхности (рис. 5, *а*).

На глубине более 0,5 мм от поверхности первичная фаза сохраняется и приобретает вид правильных

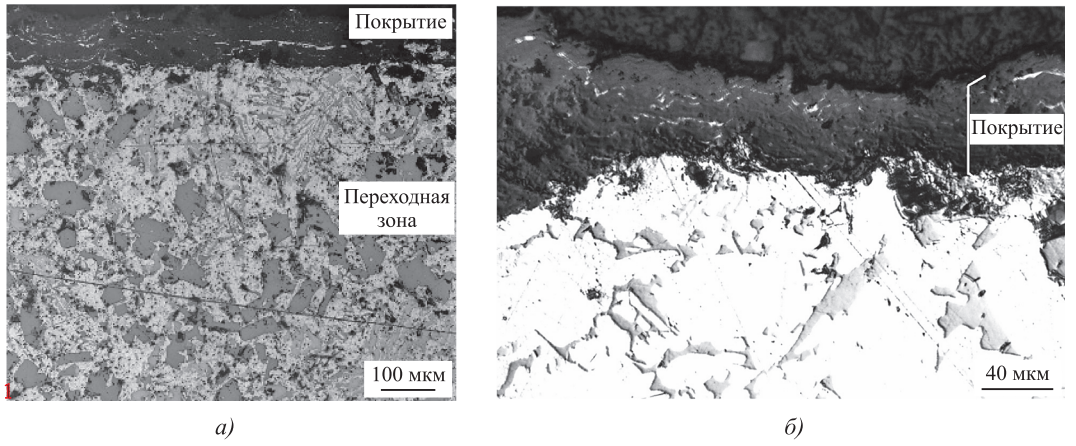
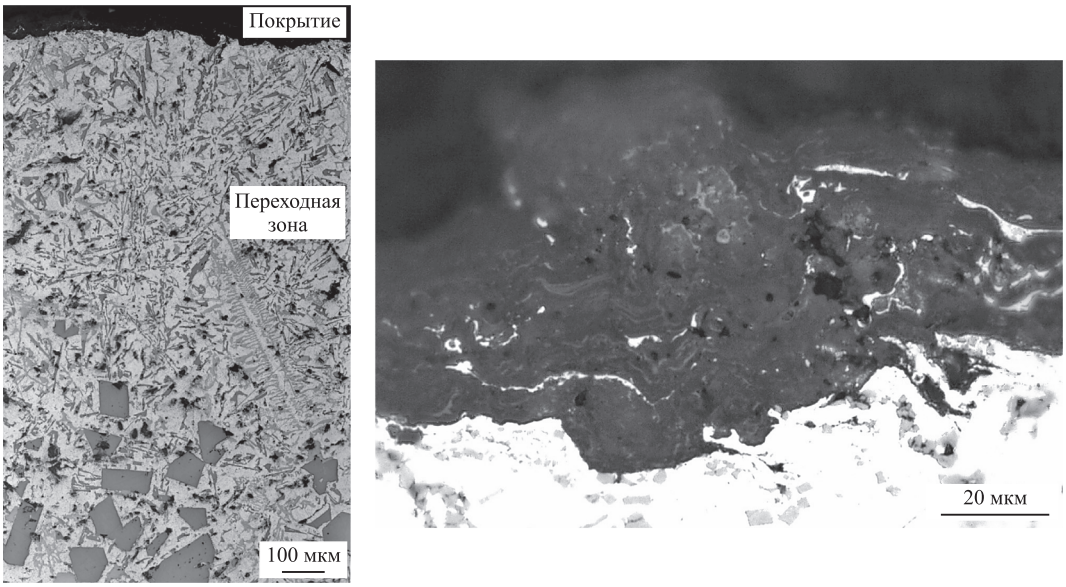


Рис. 4. Структура переходной зоны и покрытия образца, напыленного составом 70 % Al + 30 % УДА + B_4C:
а — светлое поле; *б* — круговая поляризация



а) *б)*

Рис. 5. Структура образца, напыленного составом 70 % Al + 30 % C + B_4C:
а — переходная зона, светлое поле; *б* — покрытие, круговая поляризация

многоугольников (по сравнению с переходной зоной образца на рис. 4). Строение дополнительной фазы — преимущественно пластинчатое, однако встречаются и ее формы в виде дендритов количестве 4...5 %.

Само покрытие (рис. 5, *б*) довольно однородное, структура слоистая, пористость незначительная (менее 5 %). Средний размер пор составляет 5...7 мкм, максимальный размер пор — 12 мкм, минимальный размер пор — 1,4 мкм. Граница раздела "покрытие—материал" четкая. Средняя толщина покрытия составляет 65 мкм.

Выводы

По итогам работы можно сделать вывод, что увеличение времени механической активации позволяет устранить появление нежелательной фазы Al_4C_3 в композиционном материале. При этом экспериментально подтверждено, что добавление в исходную смесь карбида бора способствует протеканию процессов аморфизации структуры композиционной порошковой смеси (в частности, углерода и УДА), а после процесса напыления происходит восстановление их кристаллической структуры. Это в дальнейшем может благоприятно сказаться на свойствах изделия с покрытием из таких материалов, поскольку углеродсодержащие компоненты будут способствовать уменьшению трения поршня дизельного двигателя в процессе его работы.

Выполненный рентгенофазовый анализ позволил установить, что фазовый состав порошковой композиционной смеси не изменяется в процессе напыления, что позволит управлять свойствами покрытия в достаточно широком диапазоне за счет изменения фазового состава исходной композиционной смеси.

Оптические исследования показали, что напыленное газодетонационным способом покрытие имеет характерную для детонационных покрытий слоистую структуру. Подобная структура способствует сокращению процессов развития трещин за счет наличия различных слоев, которые препятствует быстрому разрушению покрытия и выходу из строя детали. С точки зрения проведенных исследований более предпочтительным для газодетонационного напыления является использование состава 70 % Al + 30 % УДА + B_4C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лобанов В.К., Чуйкова Е.В.** Выбор технологии изготовления поршней ДВС / Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2007. № 12. С. 10—12.

2. **Агеев А.Г.** Обзор конструкций и технологий, обеспечивающих снижение трения и изнашивания поршней современных ДВС // Молодежный научно-технический вестник. 2013. № 8. С. 16.

3. **Путинцев С.В., Пронин М.Д.** Теоретическое и расчетное обоснование снижения механических потерь профилированием и модификацией трущейся поверхности поршня ДВС // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2008. № 12. С. 33—42.

4. **Хрулев А.** Современные поршни // Автомобиль и сервис. 2007. № 11. С. 21—23.

5. **Литые** дисперсно-упрочненные алюмоматричные композиционные материалы: изготовление, свойства, применение / Т.А. Чернышова и др. Ульяновск: Изд-во УлГТУ, 2012. 296 с.

6. **Sobachkin A.V., Sitnikov A.A., Yakovlev V.I.** Application of self-propagating high-temperature synthesis and mechanoactivating treatment for producing multi-component composite alloying materials // Applied Mechanics and Materials. 2013. Vol. 379. P. 173—177.

7. **Takacs L., Soika V., Balaz P.** The effect of mechanical activation on highly exothermic powder mixtures // Solid State Ionics. 2001. Vol. 141—142. P. 641—647.

8. **Трибологические** свойства алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных углеродными наноструктурами / И.А. Евдокимов, Т.А. Чернышова, Г.И. Пивоваров и др. // Физика и химия обработки материалов. 2013. № 5. С. 58—65.

9. **Sobachkin A.V., Sitnikov A.A., Sviridov A.P.** Evaluation of wear resistance of products on the basis of mechanically activated materials // Applied Mechanics and Materials. Vol. 698 (2015). P. 374—377.

10. **Собачкин А.В., Попова А.А., Назаров И.В.** Структура и свойства газодетонационных покрытий различного функционального назначения на основе порошков слоистых механокомпозитов с металлической и интерметаллидной матрицей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 6. С. 16—22.

УДК 621.793.72

Н.Ф. Стручков, Г.Г. Винокуров, М.З. Борисова
(*Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск)*
E-mail: struchkov_n@rambler.ru

Технологические режимы нанесения и поверхность трения покрытий, полученных электродуговой металлизацией

Проведены исследования поверхностей трения электрометаллизационных покрытий, полученных при различных технологичесих режимах нанесения. На сканирующем электронном микроскопе получены карты распределения алюминия в покрытии на зоне контакта с контртелом. Выявлен переход нерасплавленных частиц оксида алюминия из покрытия на поверхность трения стального контртела.

Ключевые слова: *электрометаллизационное покрытие, технологические режимы, шероховатость, износ, профиль, коэффициент трения, оксид алюминия, автокорреляционная функция.*

The investigations of friction surfaces of elektroarc coatings obtained at different technological modes of the arc spraying are conducted. The maps of the distribution of aluminum in the coating at the contact zone with counterbody by scanning electronic microscope are received. The transition of unmelted particles of aluminum oxide from the coating to the surface friction steel counterbody is identified.

Keywords: *elektroarc coating, technological modes, roughness, wear, profile, friction coefficient, aluminum oxide, autocorrelated function.*

Введение

Газотермическое нанесение покрытий из порошковых материалов — один из перспективных методов повышения износостойкости деталей машин и механизмов [1—3]. В настоящее время по технико-экономическим показателям технология электродуговой металлизации порошковых проволок является наиболее эффективным способом восстановления изношенных деталей техники в ремонтном производстве [3].

В качестве материала для нанесения износостойких покрытий в основном используются самофлюсующиеся сплавы на никелевой или кобальтовой основе и их смеси с модификаторами из тугоплавких металлов, карбидов, нитридов, оксидов и т. д., которые обеспечивают образование упрочняющих фаз и улучшают структуру покрытия [4, 5].

В процессе эксплуатации техники износостойкие порошковые покрытия на обработанных деталях подвергаются в основном трению скольжения. При этом проявляются механизмы изнашивания, зависящие от структуры и физико-механических свойств контактных поверхностей и условий трения [4, 6—8]. Поэтому для получения износостойких покрытий с высокими служебными свойствами определяются оптимальные технологические режимы их нанесения.

Цель работы — установление характеристик контактных поверхностей при трении скольжения модифицированных покрытий, полученных различными технологическими режимами электродуговой металлизации.

Материалы и методика экспериментальных исследований

Проведены исследования покрытий, полученных при различных технологических режимах электродуговой металлизации на промышленной установке ЭДУ-500 (табл. 1). Для нанесения покрытий использовали порошковую проволоку с тугоплавкими добавками корунда Al_2O_3, являющуюся разработкой Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН [9].

Таблица 1

Технологические режимы электродуговой металлизации

№ п/п	Напряжение дуги, В	Ток дуги, А	Дистанция напыления, мм
1	30	280 ... 300	130
2	35	280 ... 300	130
3	40	280 ... 300	130

Испытания на износ проводили по стандартной методике на трибомашине CETR UMT-3 (США) при следующих режимах: схема трения "столбик—диск", нагрузка — 30 Н, частота — 10 $с^{-1}$, трение — сухое. Контртело изготовлено в виде диска из закаленной стали ХВГ с твердостью ≈ 62 HRC.

Шероховатость поверхностей трения измеряли профилометром Surftest SJ-201P (Mitutoyo, Япония) до и после испытаний на износ. Автокорреляционные функции профиля получали математической обработкой профилограмм в электронных таблицах Excel с усреднением данных по всей поверхности покрытия.

Идентификацию элементов на поверхностях трения проводили на сканирующем электронном микроскопе TM3030 Tabletop Microscope (Hitachi, Япония) при EDX-режиме.

Обсуждение результатов исследований

В табл. 2 приведены коэффициенты трения и общепринятые параметры шероховатости покрытий и контртел после испытаний на износ. Видно, что значения параметров шероховатости покрытий примерно в 2 раза выше, чем у контртел. Наименьшие значения шероховатости наблюдаются у покрытия № 2; для покрытий № 1 и 3 шероховатости сопоставимы, как и коэффициенты трения.

Таблица 2

Коэффициенты трения (COF) и параметры шероховатости (*Ra*, *Rq*, *Rz*) покрытий и контртел после испытания на износ

Элемент пары трения	COF	*Ra*, мкм	*Rq*, мкм	*Rz*, мкм
Покрытие № 1	0,70...0,72	0,76	1,15	6,16
Контртело		0,44	0,57	3,03
Покрытие № 2	0,48...0,50	0,41	0,5	2,49
Контртело		0,23	0,3	1,63
Покрытие № 3	0,72...0,75	0,92	1,21	5,96
Контртело		0,4	0,5	2,6

Примечание. Номер покрытия соответствует номеру режима металлизации.

На рис. 1 показаны характерные профилограммы поверхностей трения покрытий после испытаний на износ. Как видно из сопоставления поперечных профилей, у покрытий № 1 и 2 наблюдается относительно гладкая поверхность, высокий уровень шероховатости покрытия № 1 обусловлен наличием единичных отклонений с большими значениями (рис. 1, *а*). Поперечные профили покрытий № 2 и 3 являются более однородными, только сам уровень шероховатости покрытия № 3 более высок (выше практически в 2 раза, рис. 1, *б*, *в*).

Поверхность покрытий имеет характерные борозды вдоль пути трения, которые отражаются на поперечной профилограмме впадинами. Среднюю ширину борозд можно оценить анализом автокорреляционной функции (рис. 2). В качестве характеристики поверхности трения целесообразно рассматривать радиус корреляции — значение аргумента автокорреляционной функции, при котором она пересекается с осью абсцисс. По физическому смыслу радиус корреляции отражает характерную среднюю полуширину борозд на поверхности трения. Как видно на рис. 2, радиусы корреляции профилей всех покрытий практически одинаковы и лежат на интервале 5...6 мкм.

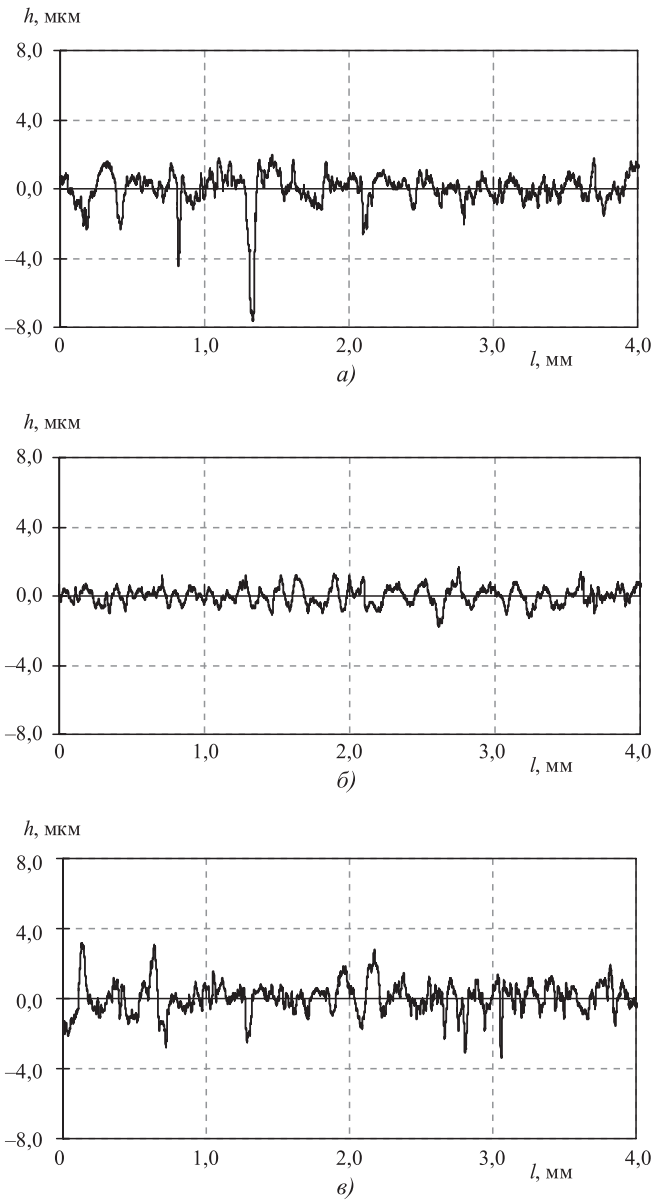


Рис. 1. Профилограммы поверхностей трения покрытий (сглаженный профиль) после испытаний на износ; режимы электродуговой металлизации:

а — № 1; *б* — № 2; *в* — № 3; *h* — отклонение профиля; *l* — координата по базовой длине

На рис. 3 представлены фотографии поверхностей трения покрытий и карты распределения алюминия на них. Как видно на изображениях, строение и площадь контакта поверхностей трения покрытий качественно отличаются; для всех покрытий наблюдаются характерные продольные борозды вдоль пути трения. Элементная идентификация выявила различное распределение алюминия на поверхности

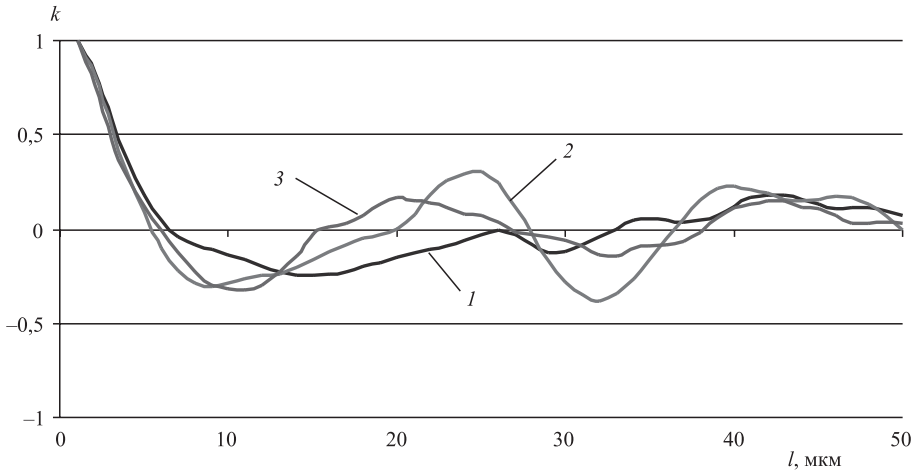


Рис. 2. Автокорреляционные функции *k* поперечных профилей покрытий. Режимы электродуговой металлизации:
1 — № 1; *2* — № 2; *3* — № 3; *l* — расстояние вдоль базы

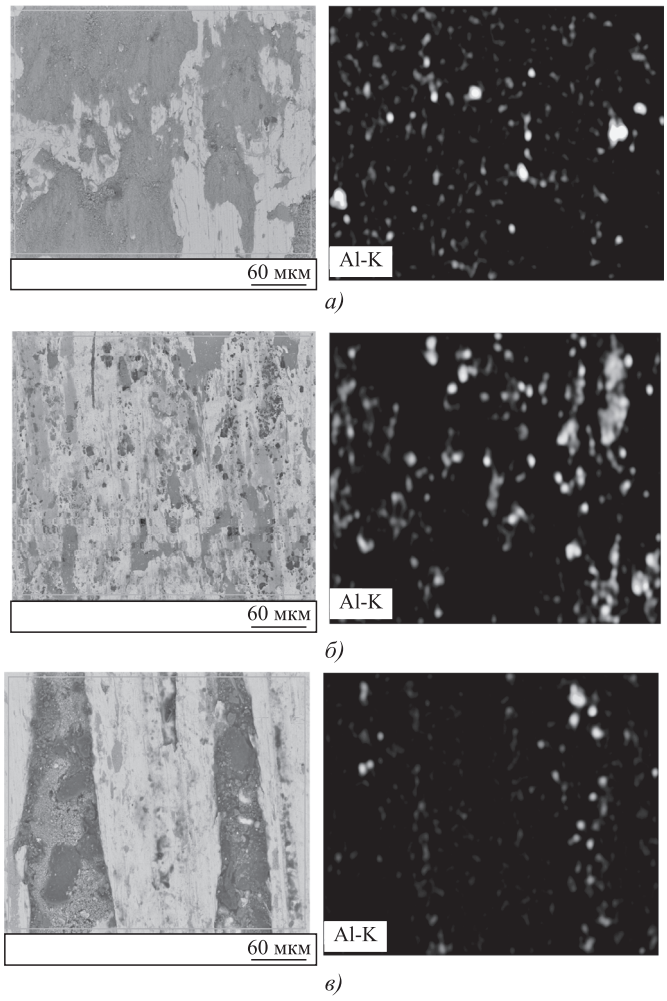
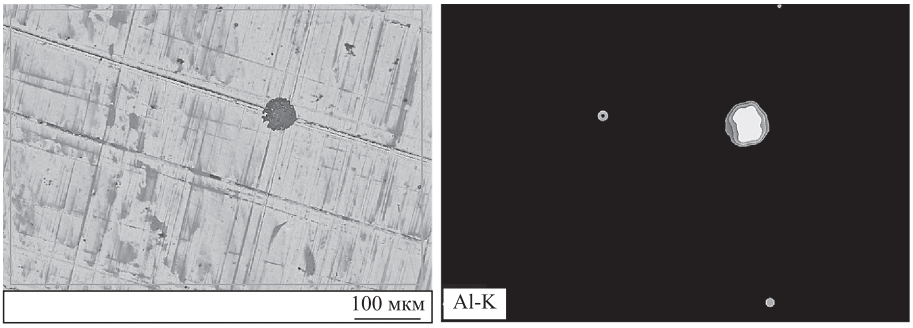


Рис. 3. Поверхность трения и распределение алюминия на поверхности, режимы электродуговой металлизации:
а — № 1; *б* — № 2; *в* — № 3



а) *б)*

Рис. 4. Поверхность трения (*а*) контртела из стали ХВГ и карта распределения алюминия (*б*)

трения покрытий, наблюдаются относительно крупные и мелкие частицы оксида алюминия (см. рис. 3). Анализ изображений показывает, что мелкие частицы корунда диспергированы в процессе электродуговой металлизации порошковой проволоки; более крупные частицы разрушаются при изнашивании покрытия. Возможно, неоднородность структуры — наличие большего количества тугоплавкого оксида алюминия на поверхности — приводит к низкому значению коэффициента трения у покрытия № 2 (см. табл. 2).

На рис. 4 приведена фотография фрагмента поверхности трения контртела с идентификацией частицы оксида алюминия. Исследование поверхности трения контртела выявило, что в областях контакта с покрытием наблюдается наличие частиц корунда округлой формы с диаметрами от 25 до 50 мкм. Данный диапазон соответствует размерам частиц модификатора в шихте порошковой проволоки [9]. Таким образом, можно сделать вывод о том, что при изнашивании покрытия нерасплавленные частицы оксида алюминия из-за низкой когезии отрываются от матрицы, переносятся и вследствие высокой твердости внедряются и закрепляются на поверхности стального контртела.

Заключение

1. Проведены испытания на износ электрометаллизационных покрытий, полученных при различных технологических режимах нанесения. Показано, что изменением технологических режимов можно снизить значение коэффициента трения модифицированных покрытий при трении скольжения со стальным контртелом.

Выявлено, что у покрытия с наименьшим значением коэффициента трения (0,48...0,5) параметры шероховатости также минимальны и составляют: Ra = 0,41 мкм, Rq = 0,5 мкм, Rz = 2,49 мкм. Установлено, что значения радиуса корреляции для всех покрытий сопоставимы и равны 5...6 мкм.

2. Идентификацией элемента — алюминия — на электронном сканирующем микроскопе выявлено распределение частиц корунда на поверхности трения покрытий, обусловленное диспергированием в процессе электродуговой металлизации и дальнейшим измельчением крупных частиц при трении.

Выявлен переход нерасплавленных частиц оксида алюминия с покрытия на контактную поверхность контртела из стали ХВГ. Наличие тугоплавких добавок в зоне контакта, возможно, влияет на коэффициент трения: чем больше частиц оксида алюминия на поверхности трения, тем ниже коэффициент трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Хасуи А., Моригаки О.** Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.

2. **Нанесение** покрытий плазмой / В.В. Кудинов, П.Ю. Пекшев, В.Е. Белащенко и др. М.: Наука, 1990. 408 с.

3. **Бороненков В.Н., Коробов Ю.С.** Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2012. 268 с.

4. **Методы** исследования материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. М.: Мир, 2004. 384 с.

5. **Кипарисов С.С., Либенсон Г.А.** Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1991. 432 с.

6. **Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С.** Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

7. **Справочник** по триботехнике / под общ. ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. В 3 т. Т. 1. Теоретические основы. М.: Машиностроение, 1989. 400 с.

8. **Мур Д.** Основы и применение трибоники. М.: Мир, 1978. 488 с.

9. **Пат. РФ 2048273.** Порошковая проволока для получения покрытий / Болотина Н.П., Милохин С.Е., Ларионов В.П., Шевченко В.Г., Виноградов А.В. Опубл. 20.11.1995.

УДК 538.9

Ю.Г. Тарасевич
(*Гродненский государственный университет им. Янки Купалы, Республика Беларусь*)
E-mail: grog@grsu.by

Размерная зависимость удельной теплоемкости наноразмерных тел на основе нанотермодинамики Хилла

Построена теоретическая модель размерной зависимости удельной теплоемкости наноразмерного объекта. Модель основана на нанотермодинамической методологии Хилла. Использован авторский топологический метод исчисления структурных единиц и элементов в объекте конечных размеров.
Ключевые слова: *наночастицы, нанотермодинамика, размерная зависимость, теплофизика, теплоемкость.*

The theoretical model of size dependency of specific heat of nano-sized object has been constructed. The model is based on Hill's thermodynamical methodology. Also, the use is made of author's topological method for enumeration of structural elements in object of finite number of elements.
Keywords: *nanoparticles, nanothermodynamics, size dependency, thermal physics, specific heat, heat capacity.*

Введение

В настоящее время многие свойства нанообъектов и наноматериалов неизвестны или плохо изученны, что объясняется прежде всего чрезвычайной ресурсоемкостью соответствующих расчетов. Так, расчет для кластера аргона размером 100 атомов, описываемый в [1, гл. 2], предполагает обработку 5700-мерного конфигурационного пространства. Пространственное интегрирование, используемое в численных методах решения *уравнения Шредингера*, требует дополнительных разбиений на части рассматриваемых интервалов по каждому из измерений. Уже при 100 частях разбиения описываемая задача требует суммирования по $10^{11\ 400}$ элементам, что очевидно превосходит не только все существующие мировые вычислительные возможности, но и их более-менее уверенно прогнозируемое состояние [2].

Такие методы, как *приближение Борна—Оппенгеймера*, *метод самосогласованного поля*, *метод функционала плотности*, позволяют сократить вычислительный объем задачи (размер конфигурационного пространства), но и в этих случаях даже для частных задач речь идет об обработке конфигурационного пространства размерностью порядка сотен измерений (300 измерений в задаче отыскания минимумов на поверхности потенциальной энергии 100-атомного кластера в приближении Борна—Оппенгеймера [1, §2.3]).

Эта ситуация вызывает повышение (возвращение) интереса к использованию применительно к наноразмерным объектам методов термодинамики. Полагают, что аппарат термодинамики, расширенный так, чтобы корректно работать с объектами наноразмерного диапазона, содержащими далекое от *термодинамического предела* количество структурных единиц, вполне способен дополнить (не заменяя собой) возможности квантово-молекулярного моделирования [3]. В первую очередь, использование термодинамических методологий интересно и актуально для исследования *теплофизических свойств* наноразмерных тел.

Задача

Нанотермодинамика Хилла. В 2000—2010-х гг. вышел ряд обзоров по основным термодинамическим методологиям, пригодным для использования в наномасштабе; один из них включен в 10-томную энциклопедию теоретических и вычислительных нанотехнологий [3]. Среди них особое внимание привлекает так называемая *нанотермодинамика*, разработанная Хиллом в 1960-х гг. и доработанная в начале 2000-х гг. [4]. Суть метода в дополнении уравнения состояния параметром, выражающим энергетическую стоимость образования поверхности тела, *потенциалом дробления* E_H:

$$dU_K = TdS_K - pdV_K + \sum_m \mu_m dN_{mK} + E_H dK, \qquad (1)$$

где все величины, имеющие нижний индекс "K", относятся к коллективу большого числа $K \to \infty$ наноразмерных тел, рассматриваемому как целое, и определены как арифметические суммы тех же величин, но относящихся к отдельным телам. В состав отдельного тела входят N_m частиц (молекул) m-го компонента, для которого определен химический потенциал μ_m.

Для различных условий параметр $\boldsymbol{E_H}$ определяется как изменение того или иного термодинамического потенциала *хилловского коллектива* при изменении общего числа тел K при условии удержания неизменными полных энтропии, объема, количества и состава вещества коллектива; т. е. хилловский потенциал — это изменение энергии коллектива (внутренней, свободной) при дроблении на части или объединении частей фиксированного количества и состава вещества [4, ч. 2, с. 95]:

$$E_H = \left(\frac{\partial U_K}{\partial K}\right)_{S_K, V_K, N_{K.i}} = \left(\frac{\partial F_K}{\partial K}\right)_{T, V_K, N_{K.i}} = \left(\frac{\partial G_K}{\partial K}\right)_{T, p, N_{K.i}}, \qquad (2)$$

где U_K, F_K, G_K — внутренняя энергия, свободная энергия (Гельмгольца) и свободная энергия (потенциал) Гиббса коллектива соответственно; K — число хилловских объектов в коллективе; S_K, V_K — полные энтропия и объем коллектива соответственно; $N_{K,i}$ — число структурных единиц i-го сорта в коллективе; p, T — давление и температура, при которых существует коллектив.

При переходе к макроскопическим размерам ($N \to \infty$) вклад дополнительного слагаемого $E_H dK$ после интегрирования (1) становится пренебрежимо малым и уравнение состояния принимает классический вид.

Для статистической суммы наноразмерного тела в методологии Хилла применяется так называемое обобщенное выражение [5], включающее зависимость статистических весов от объема, понимаемого в этом случае как внутренний параметр [6] при независимых переменных N, p, T [4]:

$$\Xi_{NPT} = \sum_q \sum_{\mathrm{v}} \exp(-\beta E_q)\exp(-\beta p \mathrm{v}_{\mathrm{v}}) = \sum_{\mathrm{v}} \exp(-\beta p \mathrm{v}_{\mathrm{v}}) Z, \qquad (3)$$

где q — индекс энергетических состояний объекта; E_q — энергия состояния с индексом "q"; v — индекс различных величин объема объекта; v_{v} — объем объекта, обозначенный индексом "v" — "объемное состояние"; Z — каноническая статистическая сумма для целого объекта.

Выражения для потенциала дробления и обобщенной статистической суммы (2), (3) являются основными в методологии Хилла, дающими возможность перейти к выражениям для теплофизических свойств. Так, для теплоемкости один из способов ее расчета — взятие второй производной по температуре от одного из видов свободной энергии [6]:

$$c_p \equiv -T\left.\frac{\partial^2 G}{\partial T^2}\right|_p; \; c_{\mathrm{v}} \equiv -T\left.\frac{\partial^2 F}{\partial T^2}\right|_{\mathrm{v}}; \; G = -k_B T \ln \Xi_{NPT}, \qquad (4)$$

где c_p — теплоемкость при постоянном давлении; c_{v} — теплоемкость при постоянном объеме; G — свободная энергия Гиббса; F — свободная энергия (Гельмгольца); T — температура; k_B — постоянная Больцмана; Ξ_{NPT} — статистическая сумма при независимых переменных N, p, T.

Соответственно, если известна размерная зависимость для свободной энергии Гиббса $G \equiv \Phi_G(N)$, где N — число структурных единиц в теле; Φ_G — некая функциональная зависимость, то также может быть получена размерная зависимость (удельной) теплоемкости, возможно, в виде отношения к макроскопическому показателю для данного вещества c_{p0}:

$$c_p(N, T) \equiv \Phi_c(N, T, c_{p0}), \qquad (5)$$

где Φ_c — некая функциональная зависимость.

Более полезным является аналитический вид такой размерной зависимости удельной теплоемкости. Для нахождения аналитического решения (5) требуется: 1) обеспечить возможность разложения на независимые множители (факторизации) выражения для канонической статистической суммы наноразмерного тела; 2) найти аналитическое выражение для объемозависимого множителя в выражении (3); 3) получить размерную зависимость свободной энергии; 4) выразить окончательный результат в удобном для использования виде.

Факторизация статистической суммы. В случае макроскопических тел выполняется *предположение аддитивности* [6], и потому можно считать, что

$$Z = z^L; \; \ln Z = L \ln z, \qquad (6)$$

где Z — статистическая сумма для тела как целого; z — статистическая сумма для отдельного структурного элемента (атома, моды колебаний и т. д.); L — число структурных элементов.

В случае наноразмерных тел предположение аддитивности не выполняется, однако можно предположить, что способ факторизации для статистической суммы (возможно, чисто формальный) все же существует. Множители в таком разложении наверное будут проявлять размерную зависимость, которая фор-

мально выразится в зависимости от числа структурных единиц N:

$$Z_{1q} = z_{1q}^{L(N)};\ z_{1q} \equiv \Phi_z(N, T, ...), \qquad (7)$$

где Z_{1q} — статистическая сумма для наноразмерного тела как целого; z_{1q} — статистическая сумма для отдельного структурного элемента (атома, моды колебаний и т. д.); $L(N)$ — число структурных элементов (например, мод), показанное как зависимость от числа структурных единиц (например, атомов); Φ_z — некая функциональная зависимость.

Объемозависимый множитель. Вычисление объема наноразмерных объектов является трудной задачей в том же смысле, что и определение (измерение) их размеров. Одно из решений этой задачи основано на описании твердого тела как совокупности парных взаимодействий (*локальных мод*), заменяемых ангармоническими квантовыми осцилляторами с ограниченным числом квантовых состояний. В этом случае можно заметить, что тело не может быть бóльшим, чем та его часть (подмножество локальных мод), которая "образует границу тела", и, соответственно, заменить в обобщенной статистической сумме суммирование по "объемным состояниям" суммированием по всем возможным сочетаниям состояний (т. е., координат) всех поверхностных локальных мод.

Число поверхностных локальных мод $A(N)$ в ряде случаев можно выразить квадратичной формой от числа структурных единиц N [7]:

$$A(N) = s_2 a^2 + s_1 a + s_0;\ a \equiv a(N), \qquad (8)$$

где $a \equiv a(N)$ — размер тела, выраженный в периодах трансляции по реперу Бравэ (здесь размер одинаков по всем трем осям) или в аналогичных дискретных величинах (числе слоев упаковки и т. д.) [7].

Множитель $\Sigma\exp(-\beta p \mathrm{v}_\nu)$ в (3) выражает статистику нетеплового равновесия тела и среды (термостата). В свою очередь, пребывание в тепловом равновесии означает, что для внешних локальных мод тела можно указать наиболее вероятное распределение индивидуальных состояний, соответствующее температуре термостата [6]. То есть во внешней учетной поверхности в состоянии равновесия в среднем по времени имеет место формальное распределение $A(N)$ мод по $1 + \eta$ квантовым состояниям, где η — максимальное значение квантового числа, а иначе говоря, задано множество целых чисел $\{y_0, y_1, ..., y_\eta\}$, элементы которого есть слагаемые указанного разбиения $A(N)$:

$$A(N) = \sum_{j=0}^{\eta} y_j. \qquad (9)$$

Комбинаторное осуществление такого разбиения возможно

$$\Pi_C = \prod_{m=0}^{\eta} C\left(\left[\sum_{j=m}^{\eta} y_j\right] y_m\right) \qquad (10)$$

способами, где $C(n, k)$ — число сочетаний из n элементов по k, т. е. различных подмножеств из k элементов заданного множества из n элементов без учета порядка выборки [8].

Расчет величины Π_C есть известная комбинаторная задача, решение которой имеет вид [8]

$$\Pi_C = \left(\sum_{q=0}^{\eta} y_q\right)! \frac{1}{y_0! y_1! \ldots y_\eta!} = \frac{A(N)!}{y_0! y_1! \ldots y_\eta!}. \qquad (11)$$

Величины y_q рассчитывают исходя из канонического распределения как

$$y_q = A(N)\exp(-\beta\varepsilon_m), \qquad (12)$$

где ε_m — энергия, приходящаяся на одну моду и соответствующая пребыванию моды на уровне m.

Введя таким образом "действительное" число сочетаний Π_C, можно заменить суммирование по статистическим весам $\exp(-\beta p \mathrm{v}_\nu)$ на умножение Π_C на усредненный статистический вес:

$$\sum_\nu \exp\left(-\beta p \mathrm{v}_\nu\right) = \Pi_C \exp\left(-\beta p \mathrm{v}_0\right), \qquad (13)$$

где v_0 — имеет смысл объема и по величине соответствует усредненному статистическому весу; в начальном приближении величину v_0 можно рассчитать как

$$\mathrm{v}_0 = O(\alpha^3 a(N)^3), \qquad (14)$$

где α — период кристаллической решетки, принятый для упрощения вида этого выражения одинаковым по всем трем осям репера Бравэ.

Выражения для термодинамических потенциалов содержат натуральный логарифм статистической суммы, т. е. применительно к данному случаю содержат выражение вида

$$\ln \Pi_C = \ln\left[A(N)!\right] - \sum_{q=0}^{\eta} \ln\left[y_q!\right]. \qquad (15)$$

После всех подстановок и преобразований логарифм числа сочетаний

$$\ln \Pi_C = \beta U_{1A} A(N) + A(N) \ln z_{1A}, \qquad (16)$$

где U_{1A} — статистически усредненная энергия, приходящаяся на одну локальную моду внешней учетной поверхности; z_{1A} — каноническая статистическая сумма для одной локальной моды внешней учетной поверхности.

Окончательно объемозависимый множитель в логарифме обобщенной по Хиллу статистической суммы имеет вид

$$\ln\left\{\sum_{\mathrm{v}} \exp\left(-\beta p \mathrm{v}_{\mathrm{v}}\right)\right\} = \ln \Pi_C + \left(-\beta p \mathrm{v}_0\right) =$$
$$= \beta U_{1A} A(N) + A(N) \ln z_A + P_{1V}; \qquad (17)$$

$$P_{1V} = -\beta p \mathrm{v}_0 = -O(\beta p \alpha^3 a(N)^3),$$

где P_{1V} — статистический вес произведения давления в термостате на усредненный элементарный объем.

Свободная энергия Гиббса. Подставляя (17) в (4), получаем выражение для свободной энергии Гиббса

$$G = -k_B T \ln\left[\Pi_C \mathrm{e}^{P_{1V}} z_{1q}^{L(N)}\right], \qquad (18)$$

где $L(N)$ — число структурных элементов (локальных мод) в теле, показанное как функциональная зависимость от числа атомов N.

Вообще говоря, величины U_{1A} и z_{1A} не могут считаться заведомо тождественными соответствующим величинам U_{1q} и z_{1q} для вполне локального случая. Все же в первом приближении можно положить $z_{1A} = z_{1q}$ и $P_{1V} = -(\beta p \alpha^3 a(N)^3)$, и тогда

$$G(N, T) = -k_B T(A(N) + L(N)) \ln z_{1q} - A(N) U_{1A} + p\alpha^3 a(N)^3. \qquad (19)$$

В реальных пределах изменения величин, входящих в выражение, второе и третье слагаемые оказываются величинами $o(10^{-2})$ относительно первого слагаемого. Так что выражение для свободной энергии Гиббса можно рассматривать в упрощенном виде:

$$G(N, T) = -k_B T(A(N) + L(N)) \ln z_{1q}. \qquad (20)$$

Поскольку $A(N) \sim N^{2/3}$ и $L(N) \sim N$, то оказывается, что выражение (20) совпадает по структуре с выражениями, самый общий вид которых уже известен [4]:

$$G = Nf + gN^{2/3}, \qquad (21)$$

где f — свободная энергия, приходящаяся на одну структурную единицу по всему объему; g — свободная энергия, приходящаяся на структурную единицу, образующую поверхность объекта.

Удельная теплоемкость. Согласно изложенному выражение (4) для теплоемкости будет иметь вид

$$C \equiv -T\left(A(N) + L(N)\right) \frac{\partial^2\left[\left(-k_B T\right) \ln z_{1q}\right]}{\partial T^2} =$$
$$= -T\left(A(N) + L(N)\right) C_{1q}, \qquad (22)$$

где C_{1q} — теплоемкость, вычисленная для отдельного структурного элемента.

Тогда для выражения для удельной теплоемкости можно построить размерную зависимость в виде

$$R_c(N) \equiv \frac{c(N)}{c_0} = \frac{A(N) + L(N)}{A(N_0) + L(N_0)}, \qquad (23)$$

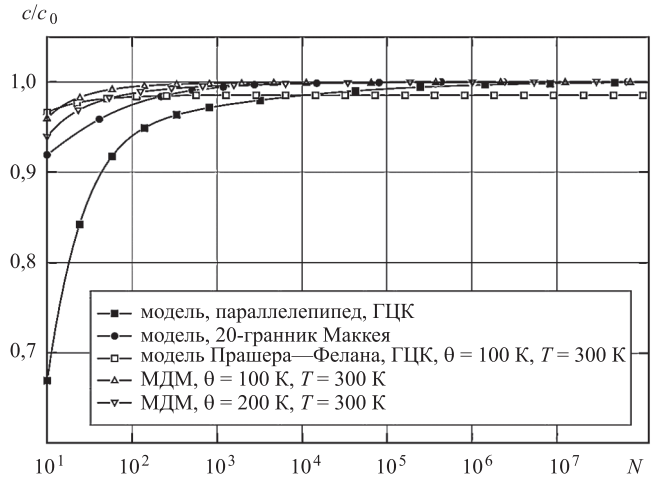
где c_0 — макроскопическое значение удельной теплоемкости для данного вещества; $A(N_0)$, $L(N_0)$ — числа локальных мод в макроскопическом случае; соотношение (23) для каждого структурного типа имеет предельное значение 1 при $N \to \infty$ [7].

Например, для некристаллографической упаковки в 20-гранниках Маккея [9] указанные выражения есть зависимости от числа концентрических слоев маккеевской кладки l_{mac}:

$$L(x) = 20x^3 + 16x + 6;\ A(x) = 30x^2;$$
$$x \equiv l_{\mathrm{mac}} = (0{,}3N + o(1/10))^{1/3} - 1/2, \qquad (24)$$

где для l_{mac} показана формальная обратная зависимость $l(N)$ от числа атомов.

Проверка достоверности. На рисунке показаны построенные в соответствии с приведенной моделью графики размерных зависимостей удельной теплоемкости



Размерные зависимости удельной теплоемкости в различных теоретических моделях (авторской, Прашера—Фелана, модифицированной дебаевской)

для некоторых структурных типов и габитусов — параллелепипед с плотнейшей кубической (гранецентрированной кубической) упаковкой; 20-гранник Маккея (примерно соответствующий сферическому телу). Для сравнения показаны графики размерной зависимости удельной теплоемкости, построенные по теоретическим моделям других авторов — по модели Прашера—Фелана для плотнейшей кубической упаковки [10] и по так называемому МДМ (модифицированной дебаевской модели) для двух соотношений параметра Дебая θ и температуры [11].

Заключение

Во всех трех моделях, построенных на разных методологических основах, схожие физические объекты проявляют схожее поведение размерной зависимости. Это дает основание полагать, что разработанная нами модель работоспособна. Эффективность модели определяется не только ее экономичностью (основана на термодинамической методологии), но и тем, что в ней имплицитно учитываются размерный фактор, структурный тип и габитус.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Rieth M.** Nano-engineering in science and technology: an introduction to the world of nano-design. Singapore, 2003. 162 p.

2. **Зачем** и какие нужны суперкомпьютеры эксафлопсного класса? Предсказательное моделирование свойств и многомасштабных процессов в материаловедении / А.Ю. Куксин и др. // Программные системы: теория и приложения. 2014. № 1 (19). С. 191—244.

3. **Statistical** mechanical modeling and its application to nanosystems / K. Esfarjani, G.A. Mansoori // Handbook of theoretical and computational nanotechnology: 10-volume set / ed. by M. Rieth, W. Schommers. Vol. X: Nanodevice modeling and nanoelectronics. American Scientific Publishers, 2006. P. 1—45.

4. **Hill T.L.** Thermodynamics of small systems. Dover Publications, 2002. 408 p.

5. **Hill T.L.** Statistical mechanics: principles and selected applications. New York, 1987.

6. **Терлецкий Я.П.** Статистическая физика. М.: Высш. шк., 1994.

7. **Тарасевич Ю.Г.** Перечисление структурных элементов наноразмерного объекта на основе топологической модели // Веснік Гродзенскага дзяржаўнага ўніверсітэта імя Я. Купалы. Сер. 2. 2014. № 3 (180). С. 97—103.

8. **Виленкин Н.Я.** Комбинаторика. М.: Наука, 1969.

9. **Mackay A.L.** A dense non-crystallographic packing of equal spheres // Acta Crystallogr. 1962. Vol. 15. P. 916—918.

10. **Prasher R.S., Phelan P.E.** // Int. J. Heat Mass Transfer. Vol. 42. 1999. P. 1991—2001.

11. **Bohr J.** // Int. J. Quantum Chem. 2001. Vol. 84. P. 249—252.

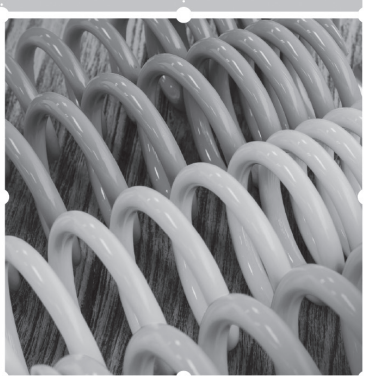
ООО "Издательство **"Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.
Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 27.04 .2016 г. Подписано в печать 16.06.16 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**

Expo Coating
MOSCOW

25–27 октября 2016

Москва
Крокус Экспо

14-я Международная выставка технологий, оборудования и материалов для обработки поверхности и нанесения покрытий
на металлы • сплавы • пластические массы • дерево • керамические материалы • бетон



0+

Организаторы:

primexpo
ITE
+7 (812) 380 6002/00
coating@primexpo.ru

expocoating-moscow.ru

При участии:

РХТУ им. Д. И. Менделеева
Российское химическое общество им. Д. И. Менделеева
Московское химическое общество им. Д. И. Менделеева
Российское общество гальванотехников