ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 13
2017
№ 1 (145)
январь

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.ф.-м.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.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159,** "Пресса России" **39269,** "Почта России" **60252)** или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре.
Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Бабичев А.П., Шоркин В.С., Антонова Н.М., Красноступ В.В. Формирование и адгезионная прочность механохимического твердосмазочного покрытия при виброволновой обработке (на примере MoS_2) 3

Кулинский А.Д., Бутенко В.И., Гусакова Л.В. Определение склонности материала к технологической наследственности при отделочно-упрочняющей обработке поверхностей деталей 9

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Батраев И.С. Использование многокомпонентного топлива метилацетилен-алленовая фракция (МАФ) при детонационном напылении 14

Будилов В.В., Ягафаров И.И., Янсаитова М.И. Исследование зависимости микротвердости и фазового состава покрытия TiN от расположения деталей в вакуумной камере при осаждении из плазмы вакуумно-дугового разряда 20

Жданович О.А., Овчинников В.В., Учеваткина Н.В. Влияние плазменной обработки на микрорельеф поверхности деталей из титанового сплава ВТ6 24

Чубаров Д.А., Будиновский С.А., Смирнов А.А., Матвеев П.В. Влияние высокотемпературных испытаний на микроструктуру керамического слоя теплозащитного покрытия 30

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Виноградов С.С., Теркулова Ю.А., Никифоров А.А., Лещёв К.А. Влияние технологии нанесения износостойких покрытий Ni-P и Ni-B на механические свойства высокопрочных сталей типа 30ХГСН2А 35

Емельянова Т.В., Грызунов В.И., Приймак Е.Ю., Фирсова Н.В. Упрочнение поверхностных слоев штамповки сталей борированием 40

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2016 г. 45

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", 2017

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 13
2017
№ 1 (145)
January

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

Journal is registered by Roskomnadzor. The certificate of registration ПИ № ФС 77-63956. 09.12.2015

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Babichev A.P., Shorkin V.S., Antonova N.M., Krasnostup V.V. Generation and adhesion power of mechanochemical solid-lubricant cover on vibrowave treatment (in terms of MoS_2) 3

Kulinsky A.D., Butenko B.I., Gusakova L.V. Certain propensity in material to the technological heredity for finishing-hardening treatment parts surfaces 9

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Batraev I.S. Detonation spraying with multi-component methylacetylene-propadiene-propane (MAPP) gas fuel 14

Budilov V.V., Yagafarov I.I., Yansaitova M.I. Influence of the parts position in the vacuum chamber on the microhardness and phase composition of TiN coating during deposition from the plasma of the vacuum-arc discharge 20

Zhdanovich O.A., Ovchinnikov V.V., Uchevatkina N.V. Influence of plasma treatment on surface micro-relief of titanium alloy VT6 parts 24

Chubarov D.A., Budinovskiy S.A., Smirnov A.A., Matveev P.V. Effect of high temperature tests on the microstructure of ceramic layers for thermal barrier coatings 30

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Vinogradov S.S., Terkulova Yu.A., Nikiforov A.A., Leshchev K.A. Influence of technology of Ni-P and Ni-B chemical coatings drawing on mechanical properties of 30ХГСН2А high-strength steel 35

Emelyanova T.V., Gryzunov V.I., Priymak E.Yu., Firsova N.V. Hardening of the surface layers of die steels by borating 40

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

The index of the articles published in 2016 45

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", 2017

УДК 621.9.048.6

[1] А.П. Бабичев, [2] В.С. Шоркин, [3] Н.М. Антонова, [1] В.В. Красноступ
([1]Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону,
[2]Приокский государственный университет, г. Орел,
[3]Каменский институт (филиал) Южно-Российского государственного политехнического университета (НПИ), г. Каменск-Шахтинский)
E-mail: vibrotech@mail.ru

Формирование и адгезионная прочность механохимического твердосмазочного покрытия при виброволновой обработке (на примере MoS_2)

Показана перспективность использования механохимического твердосмазочного покрытия дисульфида молибдена (MoS_2) при виброволновой обработке для создания антифрикционных материалов. Проведены испытания по оценке коэффициента трения и износостойкости пар трения из различных материалов при нанесении покрытия. Предложены механизм образования слоистой структуры покрытия, физико-математическая модель количественной оценки адгезионной прочности покрытия.

Ключевые слова: *твердосмазочное механохимическое покрытие, дисульфид молибдена, трение, износ, вибрационная обработка, энергия адгезии.*

It was shown prospects of using the mechanochemical solid-lubricant cover of molybdenum disulphide (MoS_2) with vibrowave processing for generation of antifrictional materials. Tests were made of coefficient of friction and resistance of friction couple from different materials in the process of coating. Generating of structure mechanism and physicomathmatical model of adhesional strength of cover quantitative estimation of were proposed.

Keywords: *mechanochemical solid-lubricant cover, molybdenum disulfide, friction, sliding strength, vibrowave processing, adhesion energy.*

Введение

Твердосмазочные покрытия (ТСП) на основе порошкообразных материалов со слоистой структурой, нанесенные на металлические поверхности, широко применяются в технологии изготовления деталей для улучшения технологических характеристик, снижения трения, повышения долговечности, надежности машин и механизмов.

В качестве компонента для формирования ТСП чаще всего используют сульфиды различных материалов, селениды, теллуриды, хлориды, фториды, иониды, оксиды металлов и др. Методы нанесения ТСП разнообразны и обусловлены условиями эксплуатации узлов, механизмов трения, конструкциями покрываемых деталей, необходимыми техническими ресурсами. Анализ работ, характеризующих условия образования ТСП и особенности взаимодействия обрабатывающей среды с поверхностью обрабатываемых деталей, показал, что перспективным направлением является формирование механохимических ТСП с применением виброволновых технологий [1—3].

Большой интерес в этом отношении представляет дисульфид молибдена (MoS_2), обладающий слоистой структурой, в которой есть "прочные" и "плотные" слои, в достаточно большой степени удаленные друг от друга. В слое, покрывающем поверхность трения, имеются сильные связи, тогда как между слоями связь слабая. Такие свойства покрытия обеспечивают "легкое" скольжение трущихся поверхностей относительно друг друга, способствуя снижению коэффициента трения и повышению износостойкости поверхностей деталей, входящих в пары трения различных механизмов и машин.

Цель работы — установление закономерностей формирования структуры и антифрикционных свойств механохимического ТСП на основе MoS_2, получаемого при виброволновой обработке металлических поверхностей.

up_0117_01-48.indd 3 22.12.2016 10:38:10

Материалы и методики исследований

Дисперсность порошка MoS_2 определяли на анализаторе MicroTrac Bluewave (ЦКП ЮРГПУ (НПИ)), термостойкость — методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), с помощью калориметра DSC-1 фирмы METTLER TOLEDO в интервале температур 30...500 °С при скорости нагревания образца 20 °С·мин$^{-1}$ и расходе воздуха 50 мл · мин$^{-1}$ в алюминиевом стандартном тигле.

Определяли коэффициент трения и износостойкость пар трения из различных материалов при нанесении покрытия MoS_2 в процессе вибрационной обработки. Для осуществления процесса вибрационной обработки в качестве рабочей среды применяли смесь стальных полированных шаров из стали ШХ15 диаметром 2,0 мм (62 HRC) и естественного тонкодисперсного порошка дисульфида молибдена марки МВЧ-1 (ЦМЕУ06-1-68). Продолжительность обработки, необходимая для получения сплошной пленки MoS_2, составила 60...90 мин, амплитуда *A* и частота *f* колебаний — 2,5 мм и 33 Гц соответственно. Рабочую камеру заполняли шарами на 3/4 объема рабочей камеры, порошок MoS_2 засыпали из расчета 10 г на 1 л объема насыпанных шаров. Испытания проводили в условиях трения качения с 20%-ным проскальзыванием при комнатной температуре. Качество наносимой пленки обеспечивали режимами обработки, выполнением требований, предъявляемых к подготовке рабочих сред и деталей, и контролированием по образцам-свидетелям.

Анализ особенностей формирования структуры ТСП в процессе виброволновой обработки

Известно, что сила сцепления с покрываемой поверхностью металла твердосмазочного покрытия MoS_2 является результатом сложения сил адсорбции и механического сцепления за счет микро- и субмикрорельефа покрываемой поверхности. Адсорбционная составляющая характеризуется величиной молекулярного сцепления между кристаллами MoS_2 и металлом и зависит от сближения поверхностей до возникновения межмолекулярных сил притяжения. Измерения показали, что они действуют на расстоянии до 0,04...0,1 мкм [3].

В процессе вибрационной обработки частицы рабочей среды, наносящие удары по поверхности с силой, равной 30...120 Н, обеспечивают сближение обрабатываемого материала и наносимого покрытия. Поверхностный слой металла под воздействием нормальной и тангенциальной сил в момент удара или скольжения значительно деформируется. Пластическая деформация вызывает накопление дислокаций и вакансий в поверхностном слое, увеличивая адсорбционную активность поверхности. Скользящий удар способствует разрушению оксидной пленки, взрыхлению поверхности, образованию ювенильных участков, что приводит к повышению адсорбционной активности. Наличие оксидных пленок на поверхности металла не является препятствием для взаимодействия порошка MoS_2 с металлической поверхностью, так как частицы порошка обладают достаточной твердостью для разрушения не только оксидных пленок, но и самой металлической поверхности.

Образование смазочной пленки также зависит от механического сцепления между кристаллами MoS_2 и микронеровностями металлической поверхности, т. е. доступной удельной поверхности. При вибрационной обработке в результате деформирования гребешков микронеровностей под действием ударов стальных шаров происходит изменение шероховатости поверхности. Высота микронеровностей уменьшается, радиус закругления вершин выступов и истинная площадь контакта между покрытием и поверхностью металла увеличиваются. Сцепление покрытия с деталью осуществляется не по единичным вершинам микронеровностей, а по всей площади контакта шара с металлической поверхностью. При этом имеют значение не только высота и форма профиля неровностей, но и их ориентация. При соударении частиц рабочей среды с поверхностью обрабатываемых деталей на поверхности последних образуются следы в виде шаровых сегментов в результате прямого удара и каплевидной формы при косом ударе (рис. 1, 2). Известно, что наиболее эффективными являются пере-

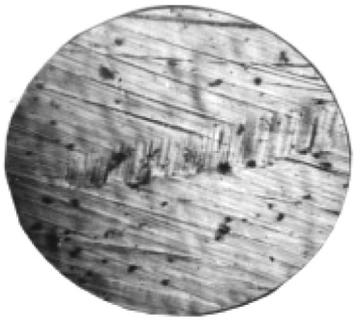


Рис. 1. Следы перемещения стального шара по обработанной поверхности, × 600

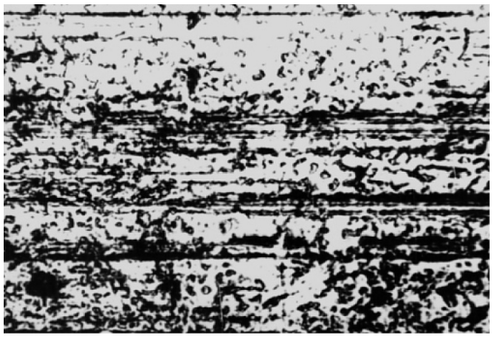


Рис. 2. Вид поверхности, обработанной в среде стальных закаленных шаров, × 800

up_0117_01-48.indd 4 22.12.2016 10:38:10

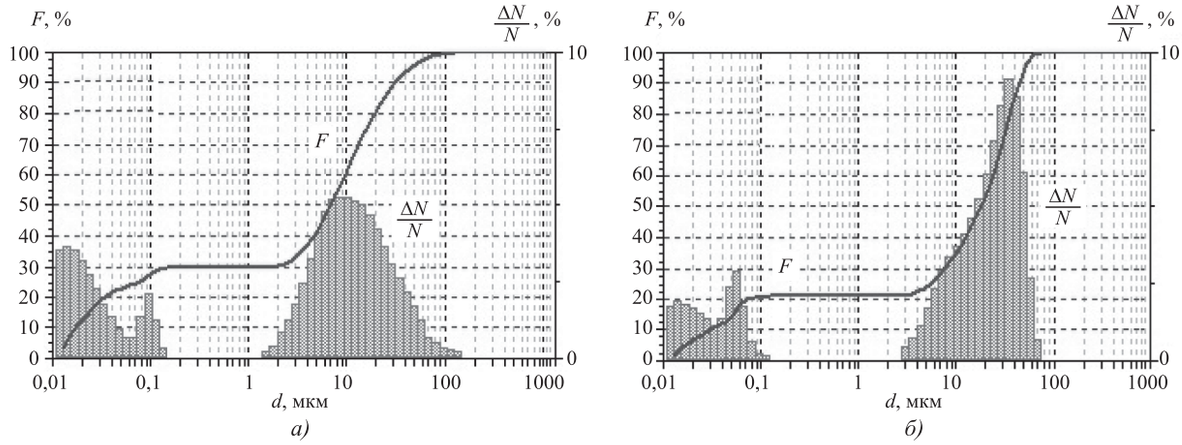


Рис. 3. Гистограммы распределения микрочастиц порошка MoS_2 по размерам:
а — исходное состояние; *б* — после вибрационной обработки; N — общее число просчитанных частиц; ΔN — число частиц, попавших в рассматриваемый интервал размеров d; d — размер частицы; F – суммарное процентное содержание частиц порошка MoS_2 с размерами меньше d_i; d_i – текущее значение d

крестная и поперечная (разноориентированная) шероховатости. Образование смазочной пленки при этом происходит в три раза быстрее, чем при продольной шероховатости [2—4]. В процессе вибрационной обработки благодаря ударному воздействию, прерывистому трению скольжения и качения происходит сближение кристаллитов MoS_2 между собой и с подложкой. При скольжении шара под нагрузкой частицы смазки в зоне контакта измельчаются, что способствует более плотному заполнению микронеровностей. Антифрикционные свойства покрытия зависят также от ориентации частиц в смазочном слое. На рис. 3 приведены гистограммы распределения частиц MoS_2 по размерам в исходном состоянии и после обработки. Количество субмикронных частиц (размером меньше 0,1 мкм) при виброволновой обработке уменьшается в связи с упаковкой таких частиц в неровностях рельефа покрываемой поверхности. В исходном порошке преобладают микрочастицы с размерами до 10 мкм. В процессе обработки по мере повышения дисперсности порошка наблюдается склонность частиц к слипанию — образуются агломераты с размерами до 30 мкм.

При получении ТСП вибрационным способом, в результате скольжения частиц рабочей среды по поверхности наносимого покрытия, приработка осуществляется в процессе нанесения и происходит совмещение процесса нанесения и приработки. Для образования сплошного покрытия пленкой смазки при трении необходимо применять скорость скольжения до 2 м/с, так как при более высокой скорости слой смазочного вещества в ряде случаев срывается в первые минуты контакта [2, 3]. Скорость циркуляции частиц рабочей среды в зависимости от амплитудно-частотной характеристики изменяется в пределах 0,2...1,3 м/с [1].

Контактное давление также оказывает воздействие на скорость образования пленки покрытия. В работах [1, 2] приводится зависимость скорости образования пленки MoS_2 от контактного давления. С ростом давления время образования пленки уменьшается, а затем стабилизируется. Стабилизация соответствует нагрузке, при которой напряжение в зоне контакта близко к пределу текучести материала подложки. Контактные давления в результате вибрационной обработки значительно превышают предел текучести. Мгновенные температуры в зоне контакта не превышают 150 °С. Термический анализ порошка MoS_2, проведенный методами ДСК, показал, что окисление порошка в исходном состоянии начинается при 396 °С, после виброволновой обработки — при 329 °С, что объясняется его большой дисперсностью. Изменение антифрикционных свойств покрытия в процессе обработки не происходит, так как окисление начинается при более высоких температурах. Наличие циркуляционного движения частиц рабочей среды и деталей способствует равномерному нанесению смазочной пленки на поверхности деталей практически любой сложной формы.

Из изложенного следует, что вибрационная обработка в среде металлических тел сочетает все необходимые условия для нанесения твердой слоистой смазки MoS_2.

Механизм образования слоя твердой смазки слоистой структуры при трении

Анализ механизма образования слоя твердой смазки слоистой структуры при трении [2, 3], особенностей процесса вибрационной обработки в среде металлических тел позволяет представить модель формирования ТСП дисульфида молибдена в процессе вибрационной обработки схематически в виде следующих этапов (рис. 4):

up_0117_01-48.indd 5 22.12.2016 10:38:11

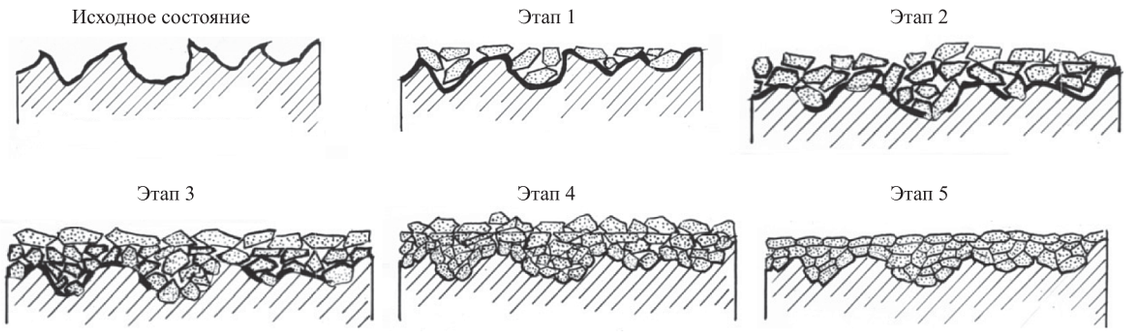


Рис. 4. Схема модели формирования покрытия MoS_2 в процессе виброволновой обработки

1. Механический контакт и адсорбция частиц MoS_2. В момент приложения внешней нагрузки благодаря силе соударения шара с поверхностью обрабатываемого материала происходит упругопластическая деформация в зоне контакта. За счет сближения наносимого покрытия с деталью частицы порошка адсорбируются на поверхности металла.

2. Активация поверхностного слоя металла. Активация поверхности осуществляется в результате пластического деформирования и увеличения плотности дислокаций, разрушения оксидных пленок и образования ювенильных участков поверхности, увеличения площади контакта, повышения температуры в зоне соударения (температурной вспышки).

3. Образование граничного слоя. Этот этап осуществляется вследствие измельчения кристаллитов MoS_2, разрушения ими оксидных пленок металла во впадинах микрорельефа, внедрения частиц порошка и адсорбции их к поверхностному слою активированного металла.

4. Образование слоя смазки. Этот этап характеризуется уплотнением частиц нанесенного покрытия, измельчением кристаллитов, слипанием их друг с другом, образованием сплошного покрытия.

5. Формирование поверхностного слоя покрытия. В результате скольжения частиц рабочей среды (шаров) относительно обрабатываемой поверхности частицы порошка ориентируются базовыми плоскостями параллельно поверхности трения.

Экспериментальные исследования коэффициента трения и износостойкости пар трения из различных материалов

На рис. 5 представлены результаты исследования изменения коэффициента трения $K_т$ по времени T; на рис. 6 — результаты исследования износостойкости.

Анализируя результаты исследований, можно отметить, что покрытие дисульфидом молибдена одного из образцов пары трения при работе всухую приводит к уменьшению $K_т$ от 5 до 9 раз. Через 150 мин испытаний отмечено некоторое повышение $K_т$, что объясняется разрушением пленки MoS_2. Уменьшение износа составило для стали от 13 до 20 раз, для чугуна 3,5 раза.

Проведены исследования и испытания пары трения из титанового сплава ВТ20 и стали 1Х12Н2ВМФ всухую и в керосине. Результаты измерения $K_т$ при

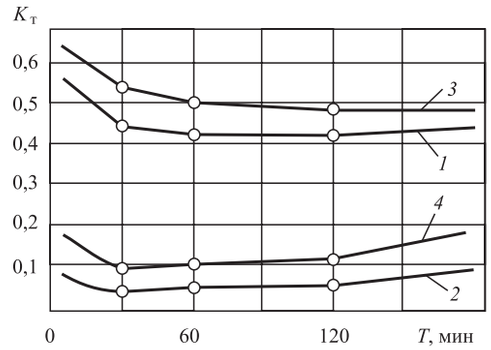


Рис. 5. Изменение коэффициента трения по времени для пар трения:

1 — сталь ШХ15 — 40Х (оба образца в исходном состоянии); *2* — сталь ШХ15 с покрытием MoS_2 — 40Х (образец в исходном состоянии); *3* — сталь 40Х — чугун СЧ21-40 (оба образца в исходном состоянии); *4* — сталь 40Х с покрытием MoS_2 — чугун СЧ21-40 (образец в исходном состоянии)

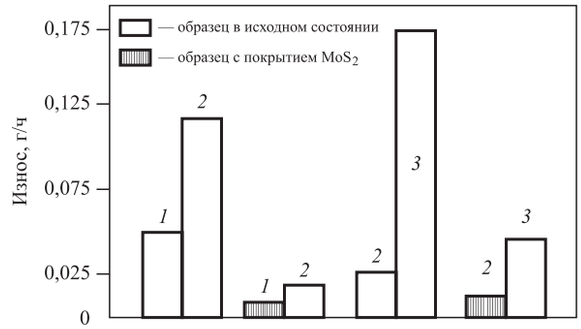


Рис. 6. Диаграммы изнашивания исходных и покрытых образцов:

1 — сталь ШХ15; *2* — сталь 40Х; *3* — чугун СЧ21-40

up_0117_01-48.indd 6 22.12.2016 10:38:11

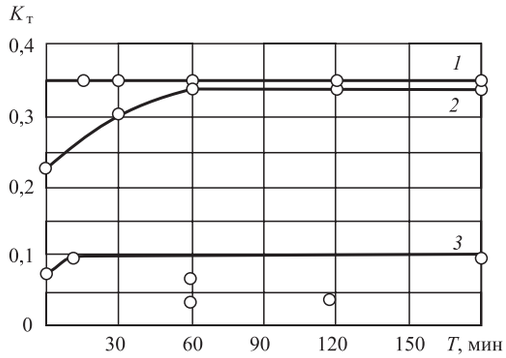


Рис. 7. Изменение коэффициента трения при работе пары ВТ20 — сталь 1Х12Н2ВМФ всухую:
1 — исходные образцы; *2* — виброупрочненные; *3* — титановый образец с покрытием MoS_2

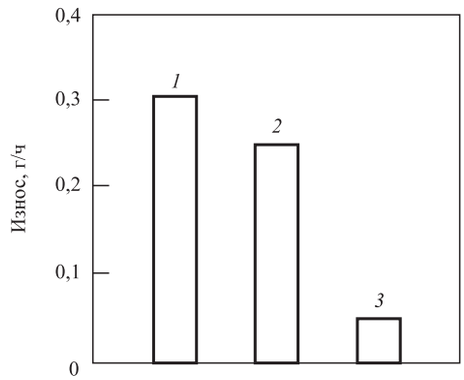


Рис. 8. Диаграмма изнашивания титанового образца при работе всухую:
1 — исходный; *2* — виброупрочненный; *3* — покрытый MoS_2

испытании всухую показаны на рис. 7, изменения изнашивания — на рис. 8. Из приведенных результатов следует, что покрытие титанового сплава MoS_2 сопровождается уменьшением $K_т$ в 3,5 раза, а повышение износостойкости доходит до 20 раз. В конкретных условиях пары трения титановый сплав ВТ20 — сталь 1Х12Н2ВМФ работают в среде керосина, поэтому были проведены эксперименты по определению влияния покрытия MoS_2 на коэффициент трения и износостойкость при работе в условиях проточного керосина (рис. 9, 10). При работе в керосине покрытие MoS_2 титанового образца приводит лишь к незначительному уменьшению коэффициента трения. Однако после полного истирания покрытия образцы приобретают гладкую, блестящую поверхность, нет следов схватывания, что приводит к значительному увеличению износостойкости.

Выполнены исследования материалов с покрытием MoS_2 и испытания пар трения в среде индустриального масла. При работе в среде масла в течение 3 ч износ практически отсутствует (табл. 1).

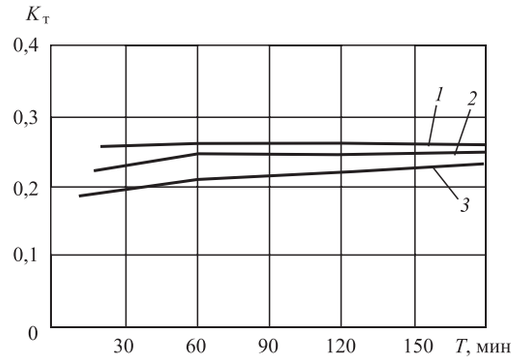


Рис. 9. Изменение коэффициента трения при работе пары ВТ20 — сталь 1Х12Н2ВМФ в керосине:
1 — исходные образцы; *2* — виброупрочненные; *3* — титановый образец с покрытием MoS_2

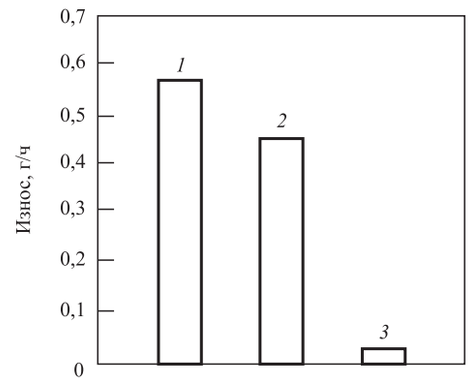


Рис. 10. Диаграммы изнашивания титанового образца при работе в керосине:
1 — исходный; *2* — виброупрочненный; *3* — покрытый MoS_2

Таблица 1

Износ материалов в среде масла

Материал образца	Исходное состояние поверхности	Износ, г/ч
Сталь ШХ15	Шлифованная	0,0026
Сталь 40Х	Шлифованная	0,0027
Сталь ШХ15	Покрытие MoS_2	0,0000
Сталь 40Х	Шлифованная	0,0007
Сталь 40Х	Шлифованная	0,0101
Чугун СЧ21-40	Шлифованная	0,0021
Сталь 40Х	Покрытие MoS_2	0,0000
Чугун СЧ21-40	Шлифованная	0,0007

По результатам исследований и испытаний отмечено, что большое влияние на антифрикционные свойства покрытия MoS_2 оказывает ориентация его частиц. В процессе нанесения дисульфида молибдена вибрационным способом обеспечивается ориентация его частиц базовыми плоскостями, параллельно плоскости скольжения. Это наглядно представлено результатами

up_0117_01-48.indd 7 22.12.2016 10:38:11

исследований зависимости коэффициента трения от времени работы сопряженных пар. Минимальный постоянный коэффициент трения устанавливается сразу, т. е. процесс приработки покрытия практически отсутствует.

Количественная оценка адгезионной прочности механохимического твердосмазочного покрытия MoS_2 при виброволновой обработке

Предпринята попытка разработки физико-математической модели количественной оценки прочности покрытия на примере ТСП MoS_2 с учетом приведенных выше результатов испытаний. Для краткости приведем выражение, полученное на основании теории упругости сплошных сред, для оценки энергии адгезии двух твердых тел $B_{(1)}$ и $B_{(2)}$, вступающих в адгезионный контакт,

$$F_a = \frac{W_{p(1)} W_{p(2)} \left(k_{(1)} + k_{(2)}\right)^2}{W_{p(1)} k_{(2)}^2 + W_{p(1)} k_{(1)}^2}; \qquad k_{(j)} = \frac{\nu_{(j)}}{1 - \nu_{(j)}}; \quad j = 1, 2, \quad (1)$$

где F_a — энергия адгезии; $W_{p(1)}$, $W_{p(2)}$ — суммы поверхностных энергий свободных от контакта тел $B_{(1)}$ и $B_{(2)}$; k — номер частиц тела, участвующих в перемещении; $v_{(j)}$ — коэффициент Пуассона взаимодействующего материала с номером j.

Послойная структура диоксида молибдена с чередующимися слоями серы и молибдена, параллельными поверхности материала, на который наносится твердая смазка, дает основание для анализа адгезионного взаимодействия MoS_2 с 40Х в двух случаях. Адгезия MoS_2 с 40Х в первом случае реализуется через адгезию только Mo с 40Х, а во втором — через адгезию только S с 40Х. В обоих случаях результат расчета сравнивается с прочностью адгезионного соединения слоев Mo и S между собой.

В качестве характеристики прочности соответствующего адгезионного соединения предлагается рассматривать энергию адгезии контактирующей пары материалов. Вычисление проводится на основании формулы (1) и справочных данных о свойствах материалов, представленных в табл. 2. Поверхностная энергия контактирующих материалов оценивается по установленной эмпирически (в системе СИ) формуле

Таблица 2

Механические свойства исследуемых материалов

Характеристика	Сера	Молибден	Сталь 40Х
Модуль Юнга, Н/м²	$0{,}8 \cdot 10^{10}$	$28{,}5 \cdot 10^{10}$	$21{,}4 \cdot 10^{10}$
Поверхностная энергия, Дж/м²	0,064	2,28	1,71
Коэффициент Пуассона	0,25	0,30	0,26

$$W_{p(j)} = 8E_{(j)} \cdot 10^{-12}, \qquad (2)$$

где $E_{(j)}$ — модуль Юнга материала с номером j.

Результаты расчета энергии адгезии пар материалов, участвующих в процессе твердой смазки, представлены в табл. 3. Полученные числовые результаты позволяют сделать заключение о работе твердой смазки MoS_2 стали 40Х под действием сил трения. Силы трения вызывают относительные смещения слоев смазки, а также слоев смазки относительно защищаемой ею поверхности, если их значения превышают значения соответствующих адгезионных сил. Пусть в смазочном слое развиваются касательные напряжения τ, которые вызывают в каждом из слоев MoS_2, а также в стали 40Х такие упругие деформации, которым отвечает приходящаяся на единицу площади контакта энергия W. Расслоение происходит тогда, когда значение W превосходит значение соответствующей энергии адгезии. И наоборот, если $W < F_a$, то расслоения нет.

Таблица 3

Энергия адгезии пар материалов, участвующих в процессе твердой смазки MoS_2 стали 40Х

Сочетание материалов	S-Mo	S-40Х	Mo-40Х
Энергия адгезии, Дж/м²	0,323	0,258	3,987

Отсюда вытекает следующее. Если частица MoS_2 контактирует со сталью 40Х слоем Mo, то он может оставаться "прилипшим" к поверхности стали, в то время как слой серы будет скользить по слою молибдена, так как $F_{a\,(Mo—40X)} > F_{a\,(Mo—S)}$. В этом случае на поверхности стали после удаления смазки должны появляться следы молибдена. Если же частица MoS_2 контактирует со сталью 40Х слоем S, то из-за того, что $F_{a\,(Mo—S)} > F_{a\,(40X—S)}$, частица MoS_2 окажется скользящей по поверхности 40Х. Аналогичные результаты можно получить, анализируя взаимодействие смазочного слоя с индентором, от действия которого смазка защищает поверхность стали.

Выводы

Получены результаты исследований, подтверждающие возможность образования ТСП при использовании сухого порошка MoS_2 в условиях виброволнового воздействия в среде стальных шаров, осуществляющих деформацию поверхностного слоя в присутствии MoS_2.

На основе анализа результатов исследования особенностей процесса вибрационной обработки в среде металлических тел разработана модель формирования ТСП MoS_2 при вибрационной обработке. Нанесение ТСП при вибрационной обработке обеспечивает существенное снижение коэффициента трения и повышение износостойкости.

up_0117_01-48.indd 8 22.12.2016 10:38:11

Предложена физико-математическая модель количественной оценки адгезионной прочности ТСП MoS_2.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бабичев А.П.** Основы вибрационной технологии. Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2008. 694 с.
2. **Рысева Т.Н.** Повышение износостойкости пар трения путем совмещения процессов вибрационного упрочнения и нанесения твердосмазочного покрытия MoS_2 дис. ... канд. техн. наук. Ростов н/Д, 1975. С. 169.
3. **Вибрационная** механохимия в процессах отделочно-упрочняющей обработки и покрытий деталей машин / А.П. Бабичев, П.Д. Мотренко, В.В. Иванов и др. Ростов н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2012. 204 с.
4. **Носов М.И., Каминская Т.В., Рысева Т.Н.** Повышение смазочной способности MoS_2 с помощью модификаторов // Сб. тр. науч.-техн. конф. "Состояние и перспективы промышленного освоения вибрационной обработки". Ростов н/Д, 1974.

УДК 621.9.048.6

А.Д. Кулинский *(ОАО "Ейский станкостроительный завод"),*
В.И. Бутенко *(Южный федеральный университет, г. Таганрог),*
Л.В. Гусакова *(Ростовский государственный университет путей сообщения)*
E-mail: mkk@egf.tsure.ru

Определение склонности материала к технологической наследственности при отделочно-упрочняющей обработке поверхностей деталей

Рассмотрены особенности влияния технологической наследственности железоуглеродистых сплавов на свойства поверхностного слоя деталей после отделочно-упрочняющей обработки и установлен критерий склонности конструкционных материалов к технологической наследственности. Показано влияние склонности железоуглеродистых сплавов к технологической наследственности на усталостную прочность и интенсивность изнашивания поверхностей деталей, подвергнутых отделочно-упрочняющей обработке, и приведена методика определения показателя сохраняемости микротвердости материала поверхностного слоя детали.

Ключевые слова: *поверхностный слой, деталь, технологическая наследственность, микротвердость, критерий, выносливость, интенсивность изнашивания.*

The features of a technological heredity in fluence on the properties of iron-carbon alloy of the surface layer of parts after finishing and strengthening treatment and a criterion for the propensity of construction materials to the process of heredity. The effect of iron-carbon alloys propensity to technological heredity on the fatigue strength and the wear surfaces of the parts subjected to finishing and strengthening treatment, and shows the method of determining the index persistence microhardness of the material of the surface layer parts.

Keywords: *surface layer, part, technological heredity, microhardness, criterion, fatigue resistance, wear rate.*

Введение

Среди способов финишной обработки поверхностей деталей машин отделочно-упрочняющая обработка (ОУО) занимает ведущее место [1]. Несмотря на достигнутые определенные успехи в совершенствовании процессов ОУО деталей существует ряд проблем, сдерживающих их широкое применение в машиностроении. Одной из таких проблем является учет особенностей технологической наследственности обрабатываемых различными методами ОУО конструкционных материалов. Теоретические исследования [2, 3] позволили получить данные о возможности оценки качества поверхностного слоя металла после пластического деформирования с помощью феноменологического критерия "степень исчерпания запаса пластичности", который учитывает историю нагружения металла. Одновременно разработана концептуальная модель механики технологического наследования состояния материала поверхностного слоя на всех стадиях жизненного цикла детали [2], которая представлена системой кинетических уравнений, описывающих технологическую наследственность как непрерывный процесс формирования поверхностного слоя детали по стадиям и этапам с учетом сложной немонотонной истории его нагружения. Однако практического применения разработанные феноменологический критерий и соответствующая ему математическая модель оценки технологического наследования не нашли в связи с их сложностью и необходимостью учета большого числа факторов, возникающих при ОУО деталей. Все это в определенной степени сдерживает широкое примене-

up_0117_01-48.indd 9 22.12.2016 10:38:13

ние в машиностроительном производстве различных видов ОУО для решения задач повышения работоспособности и надежности деталей машин.

Постановка задачи

Для повышения эффективности ОУО деталей необходимо разработать критерий оценки склонности конструкционных материалов к технологической наследственности и на его основе предложить методику прогнозирования эксплуатационных показателей деталей, подвергнутых ОУО. Такая методика должна быть простой и доступной для любого машиностроительного производства, а также опираться на некоторый критериальный показатель состояния материала поверхностного слоя, являющийся обобщающим и независимым от вида ОУО поверхностей деталей.

Методы проведения исследований

Исследования влияния технологической наследственности на свойства поверхностного слоя деталей после ОУО проводили на модернизированном токарно-винторезном станке 1И611П в процессе алмазного выглаживания поверхностей цилиндрических образцов диаметром 20 и 30 мм, длиной 120 мм, прошедших предварительное шлифование и имеющих параметр начальной шероховатости поверхностей Ra = 1,2...1,6 мкм. Исследуемые образцы изготавливались из следующих материалов: сталей 12Х3Н, 20Х, 30ХГСА, 50ХН, Х18Н9Т, 45, 45Х25Н20С2, ЖС26ВСНК, ЖС6У. Для алмазного выглаживания поверхностей исследуемых образцов использовали выпускаемые промышленностью алмазные выглаживатели со стандартными вставками из синтетического алмаза АСПМ-3 [1]. Алмазное выглаживание поверхностей осуществляли на воздухе; при этом были приняты следующие режимы: сила выглаживания P = 500 Н, линейная скорость вращения обрабатываемых образцов $V_д$ = 6...7 м/с в зависимости от их диаметров, скорость возвратно-поступательного перемещения индентора $V_{ин}$ = 0,04 м/с, число двойных ходов индентора $n_{дв.х}$ = 4.

Микротвердость материала поверхностного слоя H_v определяли с помощью портативного ультразвукового микротвердомера МЕТ-У1 и вычисляли как среднее арифметическое по результатам замеров в десяти точках поверхности исследуемого образца для минимизации разброса показаний.

Для проведения исследований обработанных образцов на усталостную прочность использовали специальную установку, описание которой приведено в работе [4], а исследования на изнашивание проводили на машинах и установках, описание которых приведено в работе [5], и на трибокомплексе Tribotester T-11 (ASTM G99 и DIN S0324).

Достоверность получаемых результатов исследований, при которых мощность критерия Стъюдента оказывалась достаточной [6], достигалась вычислением среднего значения исследуемого показателя по десяти последовательно проведенным при одних и тех же режимах и условиях экспериментам.

Для проведения сравнительных исследований склонности железоуглеродистых материалов к технологической наследственности при различных видах ОУО и разработки рекомендаций по повышению эффективности ОУО помимо алмазного выглаживания образцы обрабатывали шарико-стержневым упрочнителем (ШСУ) [7] и подвергали фрикционной обработке.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 приведены графики изменения микротвердости материала поверхностного слоя деталей Н0,49 от времени выдержки t после окончания алмазного выглаживания для различных железоуглеродистых сплавов, из анализа которых следует, что в течение некоторого промежутка времени микротвердость материала снижается. Это можно объяснить тем, что с течением времени структуры материала поверхностного слоя обрабатываемой детали переходят в более устойчивое состояние термодинамического равновесия, при котором свободная энергия поверхностного слоя минимальна [8]. При этом степень снижения микротвердости H_v для разных материалов различна, что может стать основанием для сравнения их по технологической наследственности.

На рис. 2 приведены результаты эксплуатационных исследований образцов из стали 12Х3Н при различных состояниях материала поверхностного слоя и

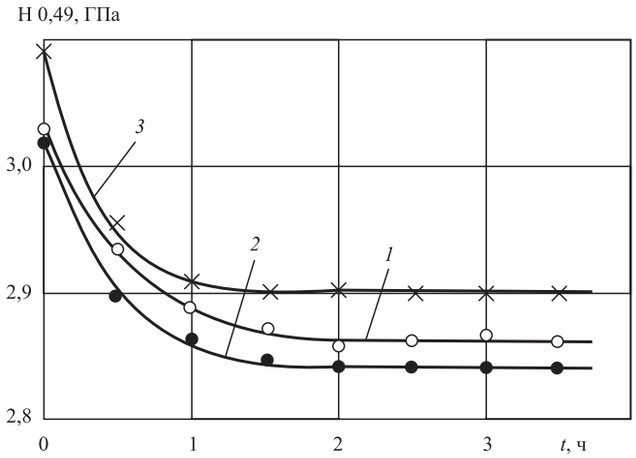


Рис. 1. Изменение микротвердости материалов поверхностного слоя образцов Н0,49 в зависимости от продолжительности выдержки после ОУО:
1 — 12Х3Н; *2* — 20Х; *3* — 45Х25Н20С2

up_0117_01-48.indd 10 22.12.2016 10:38:13

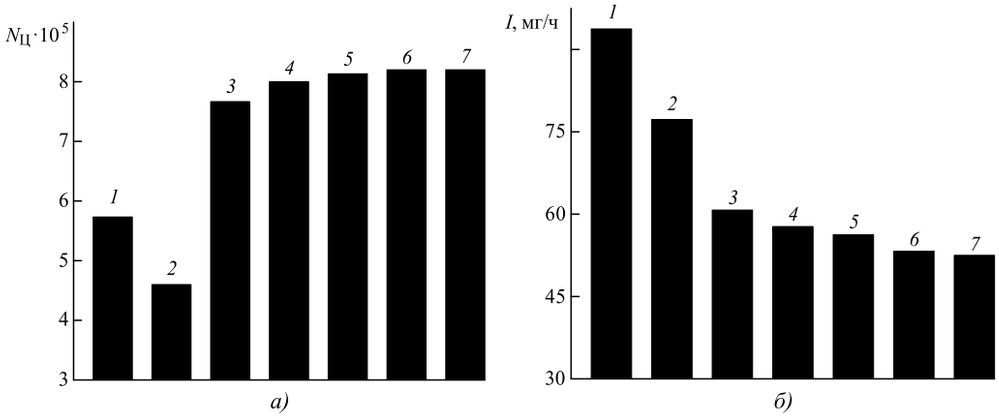


Рис. 2. Гистограммы усталостной прочности по циклам нагружения $N_ц$ (*а*) и интенсивности изнашивания *I* (*б*) образцов из стали 12Х3Н при различных состояниях материала поверхностного слоя:
1 — исходное состояние (после отжига); *2* — после шлифования; *3* — после алмазного выглаживания без выдержки; *4* — после выдержки $t = 60$ мин; *5* — после выдержки $t = 90$ мин; *6* — после выдержки $t = 120$ мин; *7* — после выдержки $t = 150$ мин

продолжительности выдержки после алмазного выглаживания *t*. Их анализ показывает, что существует определенное время $t_у$ достижения в материале поверхностного слоя детали, подвергнутой ОУО, устойчивого значения микротвердости H_v, обеспечивающего наивысшие значения усталостной прочности по циклам нагружения $N_ц$ и минимальную интенсивность изнашивания поверхности *I*.

Исследования также показали, что время $t_у$ достижения в материале поверхностного слоя детали, подвергнутой алмазному выглаживанию, устойчивого значения микротвердости H_v зависит от химического состава железоуглеродистого сплава, соотношения между значениями начальной микротвердости $(H_v)_{нач}$, полученной при выполнении предыдущей обработки, и начальной микротвердости $(H_v)^{ОУО}_{нач}$, полученной после ОУО, толщины слоя с измененными физико-механическими свойствами ΔH, полученного на предыдущей операции обработки, знака технологических остаточных напряжений после выполнения предыдущей обработки и применяемой СОТС [9]. В связи с этим, используя метод планирования эксперимента, получили следующую эмпирическую зависимость:

$$t_у = C_t K_{нач}^{x_t} \Delta H^{y_t} K_{СОТС}, \qquad (1)$$

где C_t, x_t, y_t — коэффициент и показатели степеней, зависящие от физико-механических свойств материала детали и знака технологических остаточных напряжений после выполнения предыдущей обработки (табл. 1); $K_{нач}$ — коэффициент, определяемый отношением $(H_v)_{нач}/(H_v)^{ОУО}_{нач}$; $K_{СОТС}$ — коэффициент, зависящий от применяемого при ОУО вида смазывающе-охлаждающих технологических средств (СОТС), при обработке на воздухе $K_{СОТС} = 1{,}0$, в среде аргона $K_{СОТС} = 1{,}1$, с использованием минерального масла И-50 или СОТС $K_{СОТС} = 0{,}9$, при подаче в зону обработки твердой смазки $K_{СОТС} = 0{,}8$.

Таблица 1

Значения коэффициента C_t и показателей степеней x_t, y_t в формуле (1) для железоуглеродистых сплавов

Предел текучести $\sigma_т$, МПа	Вид напряжений в материале поверхностного слоя	C_t	x_t	y_t
До 200	Растяжение	93,12	1,09	0,64
	Сжатие	77,35	1,29	0,86
201...300	Растяжение	95,68	1,14	0,69
	Сжатие	71,83	1,32	0,82
301...400	Растяжение	98,17	1,18	0,72
	Сжатие	68,54	1,36	0,78
Св. 401	Растяжение	101,06	1,22	0,77
	Сжатие	74,67	1,41	0,75

Знание времени достижения в материале поверхностного слоя детали устойчивого значения микротвердости после ОУО $t_у$ позволяет скорректировать технологический процесс в направлении на оптимизацию структуры технологического процесса и сокращения времени между финишными операциями без снижения эксплуатационных показателей обработанных деталей машин.

Исследования показали, что независимым критерием оценки конструкционных материалов на технологическую наследственность является отношение значения микротвердости после ОУО $(H_v)^{ОУО}_{нач}$ к ее исходному значению $(H_v)_{исх}$:

$$K_{ту1} = (H_v)^{ОУО}_{нач} / (H_v)_{исх}. \qquad (2)$$

Однако по значению коэффициента $K_{ту1}$ не пред-

up_0117_01-48.indd 11 22.12.2016 10:38:13

ставляется возможным сравнивать между собой различные конструкционные материалы на их склонность к технологической наследственности. В связи с этим были выполнены лабораторные и производственные исследования известных видов ОУО деталей, которые показали, что для сравнения склонности различных конструкционных материалов к технологической наследственности при осуществлении того или иного вида ОУО независимо от способа предыдущей обработки поверхности детали удобно воспользоваться показателем сохраняемости микротвердости материала поверхностного слоя $П_{HVt}$, %, вычисляемого по формуле

$$П_{HVt} = \frac{K_{ту1} - K_{ту2}}{K_{ту1}} \cdot 100, \qquad (3)$$

где $K_{ту2}$ — показатель технологической наследственности, определяемый отношением $(H_v)_t^{ОУО} / (H_v)_{исх}$, $(H_v)_t^{ОУО}$ — микротвердость материала поверхностного слоя детали, измеренная через 1 ч после ОУО.

В результате выполненных исследований была разработана следующая методика определения склонности материала к технологической наследственности:

1. Определяется или принимается по справочнику [10] исходная микротвердость обрабатываемого материала $(H_v)_{исх}$.

2. После выполнения принятого вида ОУО определяется $(H_v)_{нач}^{ОУО}$.

3. С использованием формулы (2) вычисляется показатель $K_{ту1}$.

4. В течение 1 ч после ОУО деталь выдерживается на стеллаже в производственных или лабораторных условиях, после чего определяется $(H_v)_t^{ОУО}$.

5. Вычисляется показатель $K_{ту2}$:
$K_{ту2} = (H_v)_t^{ОУО} / (H_v)_{исх}$.

6. По формуле (3) определяется показатель сохраняемости микротвердости материала поверхностного слоя детали во времени $П_{HVt}$.

Анализ результатов определения показателя $П_{HVt}$ при алмазном выглаживании поверхностей образцов из различных железоуглеродистых сплавов показал, что при значениях $П_{HVt}$ до 5 % имеет место хорошая сохраняемость микротвердости материала поверхностного слоя; при $П_{HVt}$ = 5...10 % материал обладает средней сохраняемостью микротвердости; при $П_{HVt}$ более 10 % — слабой сохраняемостью.

В табл. 2 приведены значения показателя $П_{HVt}$ для исследуемых железоуглеродистых сплавов, которые могут быть использованы для определения их склонности к технологической наследственности по видам ОУО и прогнозирования эксплуатационных свойств.

Таблица 2

Значения показателя $П_{HVt}$ для различных видов ОУО и железоуглеродистых сплавов

Обрабатываемый материал	Вид ОУО	$П_{HVt}$, %
12Х3Н	Алмазное выглаживание	5,5...6,5
	Обработка ШСУ	4,5...5,5
	Фрикционная обработка	3,0...4,0
20Х	Алмазное выглаживание	6,0...7,0
30ХГСА	Алмазное выглаживание	6,5...7,5
	Обработка ШСУ	7,0...8,0
	Фрикционная обработка	6,5...7,5
50ХН	Алмазное выглаживание	8,0...9,0
Х18Н9Т	Алмазное выглаживание	10,5...11,5
45	Алмазное выглаживание	7,0...8,0
45Х25Н20С2	Алмазное выглаживание	4,5...5,5
	Обработка ШСУ	7,5...8,5
ЖС26ВСНК	Алмазное выглаживание	5,5...6,5
ЖС6У	Алмазное выглаживание	5,0...6,0
	Обработка ШСУ	9,0...10,0

Используя известные формулы, устанавливающие зависимости эксплуатационных показателей поверхностного слоя деталей $N_ц$, I от условий и режимов их эксплуатации (давления p, величины переменных напряжений σ_{-1}, скорости скольжения $V_{ск}$, состояния среды и др.) [11, 12], и зная показатель сохраняемости микротвердости материала поверхностного слоя $П_{HVt}$, определяющий его склонность к технологической наследственности, можно с высокой степенью точности прогнозировать эксплуатационные показатели деталей и назначать такие виды ОУО деталей, которые обеспечивали бы создание узлов машин с равнонадежными деталями.

Выводы

Получен показатель, характеризующий сохраняемость микротвердости материала поверхностного слоя детали после выполнения ОУО и позволяющий оценивать склонность железоуглеродистых сплавов к технологической наследственности.

Выполненные исследования склонности железоуглеродистых сплавов к технологической наследственности при ОУО поверхностей деталей позволяют решить имеющиеся проблемы структурирования технологических процессов при обработке высокоресурсных деталей машин [11], включая ускорение процесса оптимизации выбора сочетания воздействий на материал поверхностного слоя обрабатываемых деталей в целях получения предельно достижимых технологических и эксплуатационных показателей. Это особенно важно обеспечивать в двигателестроении и при создании

up_0117_01-48.indd 12 22.12.2016 10:38:14

летательных аппаратов, когда в изделии важно иметь по возможности максимальное число равнонадежных деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бутенко В.И.** Финишная обработка поверхностей деталей: способы, устройства, инструменты. Ростов н/Д.: Изд. центр ДГТУ, 2016. 219 с.

2. **Блюменштейн В.Ю.** Механика технологического наследования как научная основа проектирования процессов упрочнения деталей машин поверхностным пластическим деформированием // Сб. науч. тр. по итогам Междунар. науч.-техн. конф. "Новые материалы в машиностроении". Вып. 6. Брянск: Изд-во БГИТА, 2005. С. 7—12.

3. **Смелянский В.М.** Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 229 с.

4. **Бутенко В.И.** Структура и свойства материалов в экстремальных условиях эксплуатации. Таганрог: Изд-во ТТИ ЮФУ, 2007. 264 с.

5. **Бутенко В.И.** Научные основы нанотрибологии. Таганрог: Изд-во ТТИ ЮФУ, 2010. 275 с.

6. **Солонин Н.С.** Математическая статистика в технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 1972. 215 с.

7. **Отделочно-упрочняющая** обработка деталей многоконтактным виброударным инструментом / А.П. Бабичев, П.Д. Мотренко и др. Ростов н/Д: Издат. центр ДГТУ, 2003. 192 с.

8. **Меделяев И.А.** Технологическая и эксплуатационная наследственность трибосопряжений машин // Наукоемкие технологии на современном этапе развития машиностроения: Матер. VIII Междунар. науч.-техн. конф. М.: Изд-во МАДИ, 2016. С. 115—118.

9. **Исследование** механизмов наноструктурирования поверхностного слоя при пластическом деформировании скользящим индентором. Моделирование на атомном уровне / В.П. Кузнецов и др. // Физическая мезомеханика. 2012. Т. 15. № 3. С. 59—69.

10. **Конструкционные** материалы: Справочник / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.

11. **Бутенко В.И., Дуров Д.С., Шаповалов Р.Г.** Наукоемкие технологии создания высокоресурсных деталей машин. Таганрог: Изд-во ЮФУ, 2014. 404 с.

12. **Бутенко В.И.** Управление нанотрибологическими характеристиками поверхностей тяжело нагруженных опор и подшипников скольжения. Таганрог: Изд-во ТТИ ЮФУ, 2011. 385 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, стр. 2
Тел.: (495) 785-60-69
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

up_0117_01-48.indd 13 22.12.2016 10:38:14

УДК 534.222.2 + 621.793.79

И.С. Батраев
(Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск)
E-mail: ibatraev@gmail.com

Использование многокомпонентного топлива метилацетилен-алленовая фракция (МАФ) при детонационном напылении*

В проведенном исследовании благодаря стратификации газового заряда взрывчатого вещества реализовано устойчивое возбуждение детонации МАФ-кислородных смесей в области восстановительных режимов в канале ствола промышленного детонационного комплекса CCDS2000 (Computer controlled detonation spraying). Отработаны режимы напыления порошковых материалов: коррозионно-стойкой стали 20Х13, никельхромовых сплавов Н80Х20 и НХ17СР4, высоколегированного чугуна ЧН15Д7, бронзы БрАЖНМц и твердосплавного композита карбида вольфрама с кобальтовой связкой ВК-25, которые достаточно широко применяются в технологиях термического нанесения функциональных покрытий, и в частности при детонационном напылении. Исследованы физические свойства и эксплуатационные характеристики детонационных покрытий, напыленных с использованием МАФ в качестве основного топлива. Разработанная ранее технология восстановления рабочих поверхностей деталей электроцентробежного насоса методом детонационного напыления с применением ацетилена переведена на МАФ. Представлены примеры использования МАФ в технологии восстановления поверхности изношенных деталей.

Ключевые слова: *детонационное напыление, метилацетилен-алленовая фракция (МАФ), функциональное покрытие, адгезия, твердость, износостойкость, пористость.*

In this study a stable excitation of detonation of methylacetylene-propadiene-propane (MAPP) fuel mixed with oxygen was realized in the barrel of the industrial detonation complex Computer Controlled Detonation Spraying (CCDS2000) by means of stratification of the explosive charge. Spraying modes have been optimized for different powder materials: stainless steel, nickel-chromium alloys, high-alloy cast iron, bronze and WC – 25 % Co composite. Deposition of functional coatings from these materials is often conducted by thermal spraying and detonation spraying in particular. The physical properties and performance of the detonation coatings deposited using MAPP gas as the main fuel were studied. A previously developed technology of reclamation of the worn parts of electric pumps using detonation spraying with acetylene has been transferred to the MAPP gas fuel. Examples of the use of the MAPP fuel in the reclamation technology of worn parts are provided.

Keywords: *detonation spraying, methylacetylene-propadiene-propane (MAPP), functional coating, adhesion, hardness, wear resistance, porosity.*

Введение

Ацетилен сегодня является наиболее удобным топливом для детонационного напыления, позволяющим наносить покрытия из самого широкого спектра материалов — от легкоплавких металлов до тугоплавких керамик и композитов. Ацетиленокислородная взрывчатая смесь C_2H_2 + O_2 эквимолярного состава (кислород/углеродный баланс O/C = 1) обладает максимальной среди прочих используемых смесей температурой за фронтом детонации (4516 K), высоким динамическим напором (1,8 МПа) и восстановительной средой продуктов детонации. Эти параметры определяют разогрев, разгон и отсутствие окисления частиц напыляемого порошкового материала. При относительно малой энергии инициирования длина участка перехода горения в детонацию в ацетиленокислородных смесях не превышает диаметра ствола. Использование ацетилена требует соблюдения повышенных мер безопасности, поскольку ацетилен способен детонировать даже в отсутствие окислителя. Это учитывается в современной установке CCDS2000, обеспечивающей

* Исследования проведены при поддержке гранта мэрии г. Новосибирска молодым ученым № 11-14 2014 г. и гранта фонда Президента РФ для научной школы № 2695.2014.1.

up_0117_01-48.indd 14 22.12.2016 10:38:16

высокий уровень безопасности проведения работ с использованием ацетилена.

Одна из проблем напыления с использованием ацетилена — высокая температура продуктов детонации, которая значительно превышает температуру плавления большинства порошковых материалов, т. е. ацетиленокислородные смеси обладают избыточной тепловой энергетикой, из-за которой во многих случаях не удается добиться максимальной скорости напыляемых частиц без их перегрева. Решение этой проблемы за счет добавки инертного разбавителя (азота) [1] сопровождается потерей динамического напора и, как следствие, потерей скорости напыляемых частиц. Более эффективным решением является разбавление ацетилена другими углеводородами (пропаном, пропиленом, бутаном и т. п.) [2—4]. В этом случае напыление проводится с использованием двухкомпонентного (или многокомпонентного) углеводородного топлива.

В последнее время в промышленности все большее распространение получает многокомпонентное газовое топливо метилацетилен-алленовая фракция (МАФ). Например, оно уже широко используется при газосварке [5], а также апробируется в технологии газопламенного напыления [6] как заменитель значительно более взрывоопасного ацетилена. Близость МАФ к ацетилену по энергетическим характеристикам и схожесть с пропан-бутаном по условиям хранения и транспортировки, а также взрывобезопасности дают основания для изучения возможности применения МАФ в качестве топлива и в технологии детонационного напыления.

Детонация многокомпонентного газового топлива МАФ исследована в [3], где показано, что по потенциальному термическому воздействию продуктов детонации МАФ-кислородных смесей это топливо занимает промежуточное положение между ацетиленом и пропан/бутаном и не уступает им по динамическому воздействию (динамическому напору продуктов детонации). Это явилось основанием для рекомендации использовать МАФ в технологии детонационного напыления.

Для достижения главной цели, заключающейся в получении качественных покрытий с использованием МАФ, было сформулировано несколько задач:

реализовать устойчивое возбуждение детонации МАФ-кислородных взрывчатых смесей близких к эквимолярному составов в канале ствола промышленного детонационного комплекса CCDS2000 [7], разработанного в ИГиЛ СО РАН;

отработать оптимальные режимы напыления широко применяемых упрочняющих и восстановительных покрытий из ряда порошковых материалов: коррозионно-стойкой стали (20Х13), сплавов на основе никеля (Н80Х20 и НХ17СР4), высоколегированного чугуна (ЧН15Д7), бронзы (БрАЖНМц) и износостойкого композита карбида вольфрама с кобальтовой связкой (ВК-25);

исследовать физические свойства и эксплуатационные характеристики нанесения покрытий, дать рекомендации о возможности замены ацетилена на новое топливо МАФ.

Применение МАФ в технологии детонационного напыления позволяет в перспективе снизить себестоимость нанесения функциональных покрытий.

Используемые материалы и методы исследования

Для нанесения детонационных покрытий использовали промышленные порошки коррозионно-стойкой стали, никельхромовых сплавов, высоколегированного чугуна, бронзы и твердосплавного композита карбида вольфрама с кобальтовой связкой, представленные в табл. 1, которые достаточно широко применяются в технологиях термического напыления. Порошковые покрытия, полученные из исследуемых порошков, обладают спектром защитных свойств (абразивной и коррозионной стойкостью либо антифрикционными свойствами), восстребованных при производстве ответственных деталей машин и механизмов. Они также могут служить в качестве восстановительных покрытий, возвращая работоспособность деталям, уже отработавшим свой ресурс.

Таблица 1

Порошки, использовавшиеся для детонационного напыления

Материал	Производитель	Размер фракции, мкм
Коррозионно-стойкая сталь 20Х13	ОАО "Полема"	20...63
Нихром Н-80Х20	— " —	20...63
Самофлюсующийся никелевый сплав НХ17СР4	— " —	25...50
Никелевый высоколегированный маломагнитный чугун ЧН15Д7	— " —	20...63
Бронза БрАЖНМц8,5-4-5-1,5	— " —	20...63
Твердосплавный композит карбида вольфрама с кобальтовой связкой ВК-25	ООО НПК "Роснамис"	20...63

Отработку режимов и напыление упрочняющих и восстановительных покрытий проводили на детонационном комплексе CCDS2000 с применением ствола переменного сечения. Его камера сгорания диаметром 20 мм и длиной 550 мм соединяется коническим патрубком с дульной секцией диаметром 16 мм и длиной

up_0117_01-48.indd 15 22.12.2016 10:38:16

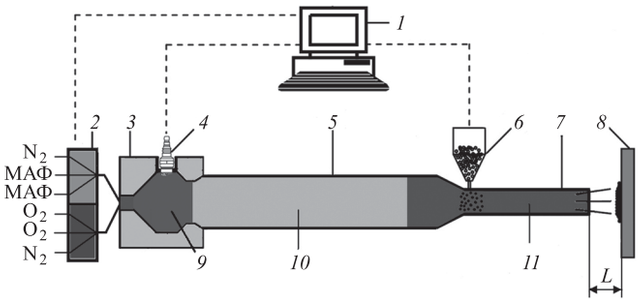


Рис. 1. Экспериментальная схема отработки режимов напыления:

1 — управляющий компьютер; *2* — газораспределитель; *3* — камера смешения-зажигания; *4* — свеча зажигания; *5* — камера сгорания; *6* — порошковый дозатор; *7* — дульная секция; *8* — подложка; *9* — форсажный заряд взрывчатой смеси; *10* — основной заряд взрывчатой смеси; *11* — продувочный газ

300 мм, в которой происходят разогрев и разгон порошкового материала. Выбор такой конструкции ствола обусловлен дополнительным динамическим воздействием на напыляемый материал со стороны продуктов детонации при переходе детонационной волны в канал с меньшим сечением. Скорость напыляемых частиц при использовании данной конструкции ствола возрастает на 20...30 %, что, в свою очередь, приводит к высокой плотности формирующегося покрытия. Эффект роста динамической составляющей продуктов детонации и конструкция ствола подробно описаны в работе [8].

Экспериментальная схема отработки режимов напыления представлена на рис. 1. Для формирования качественных детонационных покрытий выбирали МАФ-кислородные взрывчатые смеси с кислород/углеродным балансом O/C ≈ 1 ± 0,25, что соответствует молярному содержанию топлива во взрывчатой смеси 35...45 %. При этом изменение кислород/углеродного баланса в таком интервале дает возможность достаточно гибко варьировать температуру продуктов детонации: в диапазоне 3000...3900 K. Динамический напор продуктов детонации, который главным образом определяет скорость напыляемых частиц, находится на максимальном уровне и превосходит значение этого показателя для ацетиленокислородной взрывчатой смеси. Среда продуктов детонации такой смеси является восстановительной и исключает окисление порошкового материала в процессе напыления металлов и их сплавов, а также снижает степень декарбидизации (потерю углерода) композиционных металлокерамических порошков на основе карбидов металлов.

Необходимо отметить, что реализация стабильной детонации МАФ-кислородных взрывчатых смесей в стволе детонационного комплекса CCDS2000 достигалась за счет формирования стратифицированного заряда с переменным составом по длине ствола. Возможность такого формирования заряда взрывчатого вещества является отличительной чертой данного комплекса. В камере сгорания путем закрытия и открытия соответствующих клапанов по заданной циклограмме — программе одного выстрела (рис. 2), формировался основной заряд труднодетонирующей МАФ-кислородной взрывчатой смеси близкого к эквимолярному состава, а в камере смешения-зажигания — форсажный заряд из более активной (легко детонирующей) смеси состава МАФ + (2,8...3,0) O_2 с O/C ≈ 1,9 ± 0,1, при этом его объем не превышал 15 % от общего объема составной взрывчатой смеси. Такая схема наряду с оригинальной конструкцией камеры зажигания обеспечивает надежное возбуждение детонации в стволе и стабильность режима напыления. Степень заполнения ствола взрывчатой смесью была постоянной и составляла 60 %. Граница "головы" заряда находилась на расстоянии 100...150 мм от места инжекции порошка, именно такая степень заполнения [7] дает максимальное динамическое воздействие на напыляемый порошковый материал.

В ходе формирования покрытия на обрабатываемой поверхности детали сложной конфигурации возможно изменение дистанции напыления *L*. Исходя из этого отработку режимов нанесения восстановительных покрытий проводили на двух дистанциях: 200 и 300 мм от дульного среза ствола детонационного аппарата.

Оптимальный режим напыления определяли исходя из анализа следующих характеристик по-

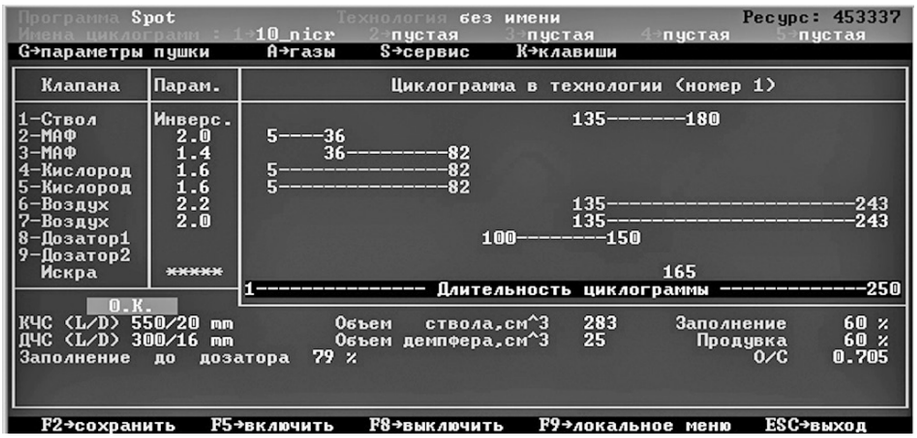


Рис. 2. Циклограмма организации выстрела в экспериментах с МАФ

up_0117_01-48.indd 16 22.12.2016 10:38:16

крытия: формы пятна напыленного покрытия (выпуклая, плоская и с образованием кратера); твердости; прочности сцепления — адгезии; абразивного износа и пористости, а также коэффициента использования порошка (КИП) — отношения массы напыленного материала к массе материала, инжектированного в ствол детонационной пушки, измеряемого в процентах.

Для измерения адгезии (прочности сцепления покрытия с подложкой) применяли штифтовой метод. Среднее значение адгезии определяли по пяти штифтам для каждого покрытия. Износостойкость покрытий определяли на абразивном стенде, соответствующем стандарту ASTM G65. Микроструктуру покрытий исследовали с помощью инвертированного металлографического микроскопа OLYMPUS GX-51, а их пористость определяли с помощью программы Olympus Stream Essentials. Твердость полученных покрытий измеряли на твердомерах Роквелла TP5006-02 с нагрузкой 588,4 Н и Виккерса EMCO-TEST DuraScan 50 с нагрузкой 294 Н (300 гс). Среднее значение твердости по шкале Роквелла (HRA) определяли по 5 уколам на фронтальной шлифованной поверхности образцов покрытий толщиной не менее 500 мкм. При меньшей толщине покрытия из-за высокой нагрузки происходит его разрушение. Среднее значение микротвердости по шкале Виккерса (HV) определяли по 15 уколам на поперечном сечении образцов покрытий толщиной 300...350 мкм. Образцы подготавливали с помощью оборудования для микроструктурных исследований: отрезного станка ATM Brillant 221, пресса горячей запрессовки образцов ATM Opal 450 и станции подготовки образцов STRUERS Tegramin-20.

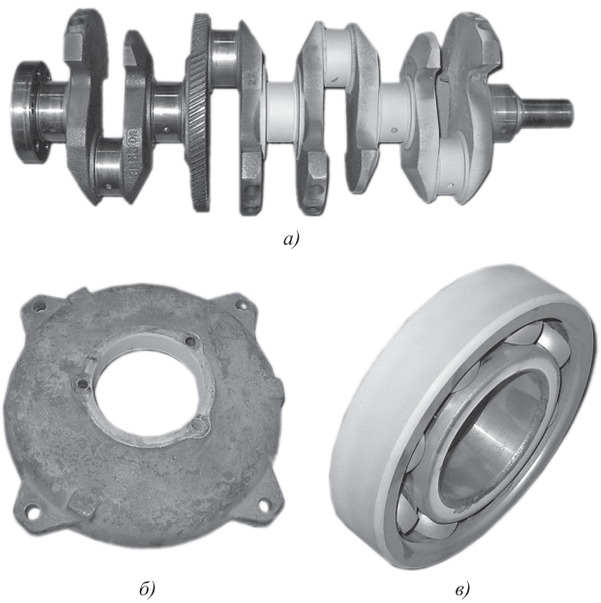


Рис. 3. Коленчатый вал двигателя (*а*), крышка генератора (*б*) и подшипник скольжения (*в*) (внешний диаметр 180 мм)

Результаты исследований и их обсуждение

В результате проведенных работ по напылению и исследованию микроструктуры образцов, фотографии которых представлены на рис. 3, были получены данные, представленные в табл. 2 и на рис. 4. Анализируя полученные результаты, можно сделать вывод, что использование профилированного ствола и газа МАФ в технологии детонационного напыления позволило получить достаточно качественные покрытия из исследуемых порошковых материалов. В частности, такие показате-

Таблица 2

Результаты исследований

Материал	*L*, мм	О/С основной смеси	КИП, %	Износ, мг/200 об	Адгезия, МПа	Твердость		Пористость, %
						HRA	HV300	
Н80Х20	200	1,05	75	52	105	68	300	1
		1,25	78	54	100	63	350	1
	300	1,05	71	58	102	65	300	1
		1,25	73	60	98	63	350	1
НХ17СР4	200	0,76	85	76	97	80	700	1
	300	0,76	82	76	95	80	700	1
20Х13	200	1,05	83	27	99	75	500	1
	300	1,05	82	25	95	74	500	1
ЧН15Д7	200	0,86	75	81	95	74	500	1...2
	300	0,86	75	81	94	74	500	1...2
БрАЖНМц	200	0,76	84	163	93	65	300	< 0,5
ВК-25	200	1,05	35	15	200	82	900	< 0,5
	200	1,25	35	13	210	83	900	< 0,5

up_0117_01-48.indd 17 22.12.2016 10:38:16

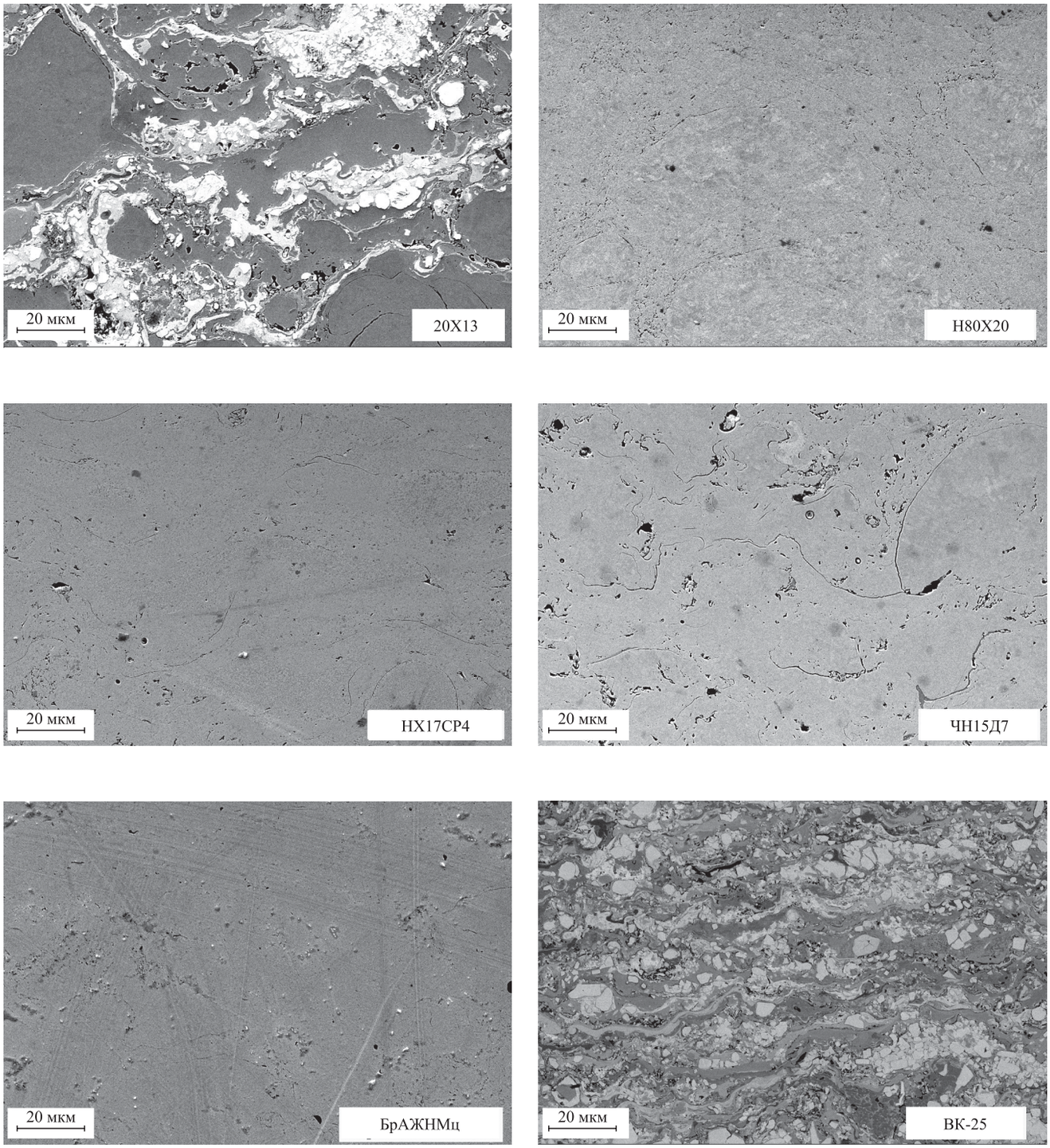


Рис. 4. Микроструктуры детонационных покрытий

ли, как макро- и микротвердость, пористость, износ и адгезия напыленных с использованием МАФ покрытий не уступают аналогичным параметрам покрытий, полученных с использованием ацетилена. Необходимо также отметить, что КИП при напылении с использованием МАФ всех металлов и сплавов оказался в среднем на 15 % выше, что, в свою очередь, может дополнительно снизить себестоимость технологии детонационного напыления. Полученные данные подтвердили перспективность применения МАФ в технологии детонационного напыления в качестве альтернативного ацетилену топлива для повышения взрывобезопасности и сниже-

up_0117_01-48.indd 18 22.12.2016 10:38:18

ния себестоимости производства функциональных покрытий, а также открыли возможность его применения в ранее разработанных технологиях нанесения восстановительных покрытий с использованием ацетилена.

Замена ацетилена на МАФ эффективна для разработанной [9] и запатентованной [10] ранее технологии восстановления деталей электроцентробежного насоса детонационным напылением. В этой технологии используются коммерческий порошок твердосплавного композита ВК-25 для создания адгезивного подслоя и швейцарский порошок Höganäs SS410 (аналог отечественного порошка ПР-20Х13) для восстановления рабочих размеров ступиц направляющих аппаратов. В ходе отработки режимов напыления и исследований покрытий, напыленных из данных порошков с использованием МАФ, было установлено, что по своим физическим свойствам и эксплуатационным характеристикам они не уступают детонационным покрытиям, полученным с использованием ацетилена. Благодаря возросшему с применением МАФ КИП при напылении порошка SS410 увеличилась интенсивность производственного процесса и снизилась себестоимость продукции за счет снижения стоимости энергозатрат (стоимость расходуемого на единицу продукции МАФ в 3 раза меньше стоимости ацетилена). В качестве другого примера использования МАФ в детонационном напылении реализовано восстановление серии изношенных деталей: отремонтированы шейки коленчатого вала, восстановлен посадочный размер под подшипник крышки генератора, а также для ремонта электромотора нанесен наращивающий слой на внешнюю поверхность крупного подшипника. Результаты напыления представлены на рис. 3.

Заключение

В итоге проведенных исследований получены следующие результаты:

1. На детонационном комплексе CCDS2000 за счет стратификации заряда взрывчатой смеси удалось реализовать стабильное инициирование детонации МАФ-кислородных взрывчатых смесей с кислород/углеродным балансом О/С ≈ 1, обеспечивающих восстановительный состав продуктов детонации.

2. Отработаны оптимальные режимы напыления ряда порошковых материалов из коррозионно-стойкой стали, высоколегированного чугуна и никель-хромовых сплавов, а также бронзы и металлокерамического композита на основе карбида вольфрама с кобальтовой связкой.

3. Исследованы микроструктура, прочностные свойства и износостойкость напыленных покрытий. Покрытия отличаются низкой пористостью — порядка 1 % для всех напылявшихся материалов. Адгезия полученных покрытий из металлов и сплавов достигает 90...100 МПа, а КИП при напылении металлов и их сплавов составляет 70...80 %, что является высоким показателем для технологии детонационного напыления и превышает в среднем на 15 % КИП при использовании ацетилена. Макро- и микротвердость, а также абразивная износостойкость полученных покрытий — на уровне показателей детонационных покрытий, полученных с использованием ацетилена. Адгезия детонационных покрытий из композита на основе карбида вольфрама ВК-25, полученных с использованием топлива МАФ, достигает 200 МПа.

4. Показана возможность восстановления деталей электроцентробежного насоса методом детонационного напыления с использованием МАФ.

Полученные результаты демонстрируют высокую эффективность применения топлива МАФ для реализации промышленной технологии детонационного напыления функциональных покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ульяницкий В.Ю.** Физические основы детонационного напыления: дис. ... д-ра техн. наук: 01.02.05 / ИГиЛ СО РАН. Новосибирск, 2001. 242 с.

2. **Jackson J.E.** Fuel-oxidant mixture for detonation gun flame-plating, EP Patent No. 0313176, 1989.

3. **Батраев И.С., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А.** Исследование детонации газового топлива на основе метилацетилена и аллена // ФГВ. 2015. Т. 51. № 2. С. 118—124.

4. **Гавриленко Т.П., Ульяницкий В.Ю.** Использование пропан-бутана в установках детонационного напыления // Физика горения и взрыва. 2011. № 1. С. 1—8.

5. **Вороной Н.И.** О возможности использования горючего газа МАФ для сварки и резки металлов // Технические газы. 2005. № 3 (2005). С. 57—60.

6. **Спихтаренко В.В., Лой С.А., Олексиенко С.В.** Использование газа-заменителя при газопламенном напылении самофлюсующихся сплавов // Технические науки и технологии. 2012. № 4 (61). С. 114—118.

7. **Computer-controlled** detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications / V. Ulianitsky, A. Shtertser, S. Zlobin, I. Smurov // Thermal Spray Technol. 2011. Vol. 20. Iss. 4. P. 791—801.

8. **Батраев И.С., Прохоров Е.С., Ульяницкий В.Ю.** Разгон и нагрев порошковых частиц продуктами газовой детонации в каналах с коническим переходом // ФГВ. 2014. Т. 50. № 3. С. 78—86.

9. **Восстановление** деталей электроцентробежного насоса детонационным напылением / С.Б. Злобин, И.С. Батраев, В.Ю. Ульяницкий, А.А. Штерцер // Упрочняющие технологии и покрытия. № 5. 2012. С. 20—24.

10. **Способ** восстановления внутренней поверхности ступицы направляющего аппарата центробежного электронасоса / Ульяницкий В.Ю., Батраев И.С., Панфилов Е.А., Лупанов В.А.: Пат. РФ № 2510426; Заявл. 31.10.2012; Опубл. 27.03.2014.

up_0117_01-48.indd 19 22.12.2016 10:38:18

УДК 621.793

В.В. Будилов, И.И. Ягафаров, М.И. Янсаитова
(Уфимский государственный авиационный технический университет)
E-mail: mily-008@mail.ru

Исследование зависимости микротвердости и фазового состава покрытия TiN от расположения деталей в вакуумной камере при осаждении из плазмы вакуумно-дугового разряда

Исследованы зависимости микротвердости и фазового состава покрытия TiN от расположения деталей в вакуумной камере при осаждении из плазмы вакуумно-дугового разряда. Приведены результаты рентгеноструктурного анализа, а также рассмотрены закономерности влияния области расположения образцов в вакуумной камере на толщину покрытия.
Ключевые слова: *покрытия TiN, осаждение из плазмы вакуумно-дугового разряда, микротвердость, фазовый состав, вакуумная камера, расположение деталей.*

The influence of the parts position in the vacuum chamber on the microhardness and phase composition of TiN coating during deposition from the plasma of the vacuum-arc discharge was investigated. The results of X-ray structure analysis are performed, and influence of the samples position in vacuum chamber on the coating thickness is presented.
Keywords: *TiN coating, deposition from the plasma, microhardness, phase composition, vacuum chamber, parts position.*

Введение

Покрытия, получаемые осаждением из плазмы вакуумно-дугового разряда, в настоящее время широко применяются для повышения надежности деталей авиационной техники.

В работе [1] рассматриваются зависимости содержания азота в покрытии и микротвердости от давления азота в вакуумной камере. Исследованный диапазон давлений можно разделить на две области ($p < 6{,}65\cdot10^{-2}$ Па и $p \geqslant 6{,}65\cdot10^{-2}$ Па), определяющие уровень содержания азота в вакуумной камере, что обусловлено различием в интенсивности протекания химических реакций синтеза нитридов в этих областях. Характер экспериментальной зависимости содержания азота от давления можно объяснить тем, что при $p < 6{,}65\cdot10^{-2}$ Па в зону реакции поступает молекулярный азот, а при $p \geqslant 6{,}65\cdot10^{-2}$ Па — атомарный или частично диссоциированный азот. Изменение зарядового состава потока металлических ионов, определяемое взаимодействием с молекулами азота, имеет место при давлении $p \geqslant 6{,}65\cdot10^{-2}$ Па. Микротвердость покрытий зависит от энергии конденсируемых ионов. Наблюдается линейное увеличение микротвердости покрытий с ростом энергии ионов до 150 эВ, далее она достигает насыщения и в дальнейшем не зависит от энергии конденсирующихся ионов. Также микротвердость определяется содержанием азота в вакуумной камере. А содержание азота зависит от энергии ионов [2].

С увеличением давления азота уменьшаются количество и размеры капель титана в покрытии. При давлении около 0,01 Па твердость покрытий максимальна, однако на режущем инструменте они практически неработоспособны из-за высокой хрупкости, вследствие присутствия двух фаз (Ti_2N и TiN), а также большого количества полидисперсной капельной фазы. С увеличением давления азота твердость покрытий снижается, они становятся монофазными (TiN), более устойчивыми к износу при резании и эрозии, уменьшаются количество и размеры капель титана. Наиболее устойчивы к различным видам износа покрытия с твердостью 25 ГПа [3, 4].

В работе [5] изучаются зависимости микротвердости от тока дуги, полученные при разных парциальных давлениях азота в вакуумной камере. Максимальные значения микротвердости зарегистрированы на образцах, полученных при оптимальном режиме напыления и обладающих самой мелкодисперсной микроструктурой. Повышение твердости рабочей поверхности детали за счет ионно-плазменного нанесения покрытия обусловлено межзеренным механизмом упрочнения. Установлено снижение микротвердости покрытия с увеличением тока дуги и давления газа в камере.

Однако вопрос о взаимосвязи между фазовым составом и микротвердостью покрытий TiN, получаемых осаждением из вакуумно-дугового разряда, от расположения деталей в вакуумной камере не изучен.

Цель работы — установление взаимосвязи между фазовым составом и микротвердостью покрытий TiN, получаемых осаждением из плазмы вакуумно-дугового разряда, от расположения деталей в вакуумной камере.

up_0117_01-48.indd 20 22.12.2016 10:38:19

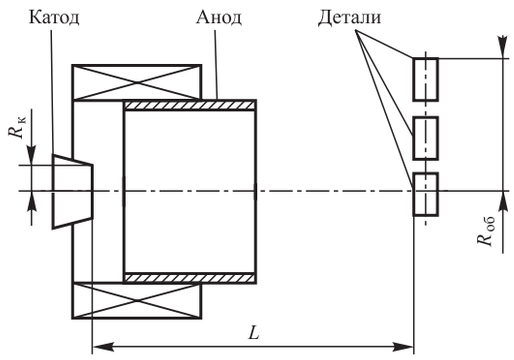


Рис. 1. Схема размещения в вакуумной камере образцов, расположенных перпендикулярно к потоку частиц:
$R_к$ — радиус катода; L — расстояние от катода; $R_об$ — расстояние от оси потока

Методика эксперимента

Покрытие TiN наносили методом осаждения из плазмы вакуумно-дугового разряда на модернизированной установке ННВ 6.6-И1. В качестве образцов использовали пластины из стали 45 размером 20 × 20 × × 2 мм. Схема расположения образцов представлена на рис. 1. Режим осаждения покрытия TiN: давление в вакуумной камере $p = 10^{-3}$ мм. рт. ст., реакционная среда N_2; опорное напряжение $U_п = 180$ В; сила тока в дуговом испарителе $I_д = 95$ А; ток разряда $I_{р.п} = 10$ А; время осаждения $t = 0{,}5$ ч; осаждение проводили при ассистировании источника ионов с накальным катодом ПИНК.

Микротвердость покрытия измеряли на прецизионном скретч-тестере нанотвердомере Nanovea при нагрузке 150 мН. Толщину покрытия определяли по результатам измерения параметров лунки, полученной на приборе CSM Calotest. Рентгеноструктурный анализ покрытия TiN проводили на дифрактометре Rigaku Ultima IV с фокусировкой гониометра по методу Брэгга—Брентано с использованием Cu $K_α$-излучения (40 кВ; 40 мА). Общий вид рентгенограмм получен с шагом сканирования 0,025°. Угловой интервал съемки 2θ = = 25...140°. Количественную оценку фазового состава проводили с использованием программного пакета PDXL.

Результаты исследований

Закономерности влияния области расположения образцов на толщину h и микротвердость покрытия приведены на рис. 2 и 3.

На оси потока ($R_об = 0$) толщина покрытия с ростом расстояния от катода L резко уменьшается (с 36 до 2 мкм). На расстоянии от оси потока $R_об = 100$ мм толщина покрытия с ростом L линейно убывает (с 21 до 7 мкм). А на расстоянии $R_об = 200$ мм толщина покрытия при $L = 210$ мм равна нулю, при $L = 310$ мм достигает значения 4 мкм и далее не увеличивается. Таким образом, толщина покрытия с ростом расстояния от катода не увеличивается. Это связано с неоднородностью плазменного потока, плотностью ионного тока, а также зависит от технологических параметров процесса напыления: тока дуги, ускоряющего напряжения, давления реакционного газа, тока магнитной системы.

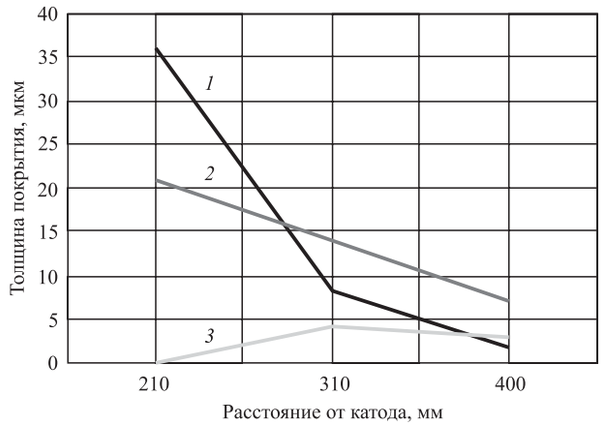


Рис. 2. Зависимости толщины покрытия от расстояния от катода при различных расстояниях от оси потока:
1 — $R_об = 0$; *2* — $R_об = 100$ мм; *3* — $R_об = 200$ мм

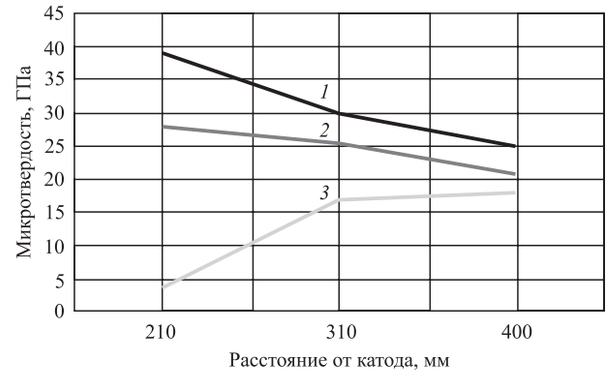


Рис. 3. Зависимости микротвердости от расстояния от катода при различных расстояниях от оси потока:
1 — $R_об = 0$; *2* — $R_об = 100$ мм; *3* — $R_об = 200$ мм

На оси потока ($R_об = 0$) микротвердость покрытия с ростом расстояния от катода уменьшается (с 39 до 25 ГПа). На расстоянии от оси потока $R_об = 100$ мм микротвердость покрытия с ростом L также убывает (с 28 до 21 ГПа). А при $R_об = 200$ мм микротвердость покрытия с ростом L увеличивается (с 4 до 18 ГПа). Таким образом, микротвердость покрытия с ростом расстояния от катода в основном уменьшается. Снижение микротвердости покрытия связано с уменьшением толщины покрытия при увеличении расстояния от катода, а также зависит от технологических параметров процесса напыления: тока дуги, температуры подложки, давления реакционного газа.

Результаты обработки данных рентгеноструктурного анализа представлены на рис. 4.

up_0117_01-48.indd 21 22.12.2016 10:38:19

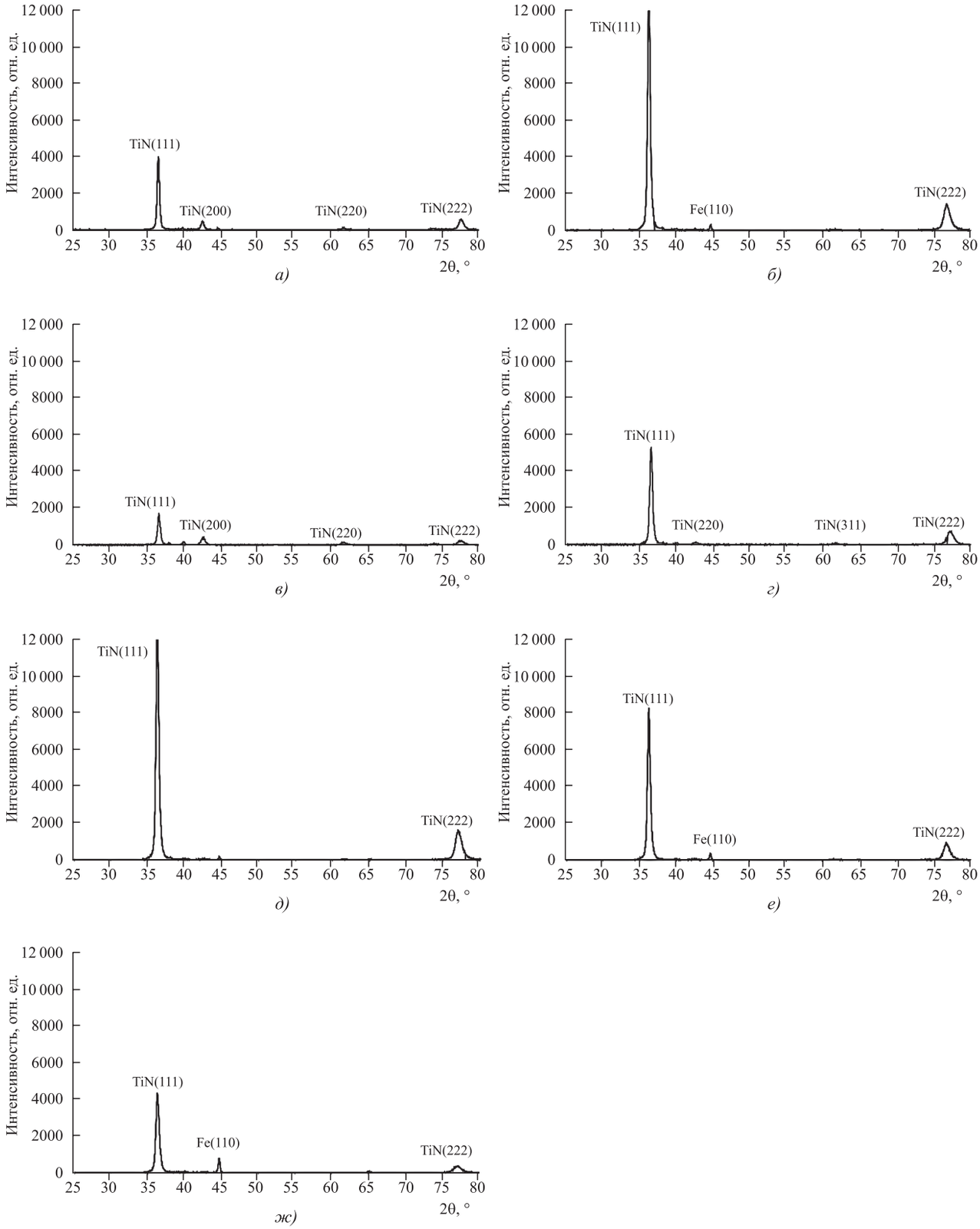


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы покрытий, получаемых осаждением из вакуумно-дугового разряда:
а — L = 210 мм, $R_{об}$ = 0, h = 36 мкм; *б* — L = 310 мм, $R_{об}$ = 0, h = 8 мкм; *в* — L = 210 мм, $R_{об}$ = 100 мм, h = 21 мкм; *г* — L = 310 мм, $R_{об}$ = 100 мм, h = 14 мкм; *д* — L = 400 мм, $R_{об}$ = 100 мм, h = 7 мкм; *е* — L = 310 мм, $R_{об}$ = 200 мм, h = 4 мкм; *ж* — L = 400 мм, $R_{об}$ = 200 мм, h = 3 мкм

up_0117_01-48.indd 22 22.12.2016 10:38:20

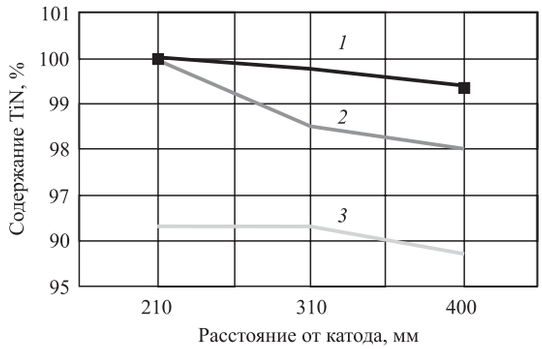


Рис. 5. Зависимости содержания TiN (osbornite) от расстояния от катода при различных расстояниях от оси потока:
1 — $R_{об}$ = 0; *2* — $R_{об}$ = 100 мм; *3* — $R_{об}$ = 200 мм

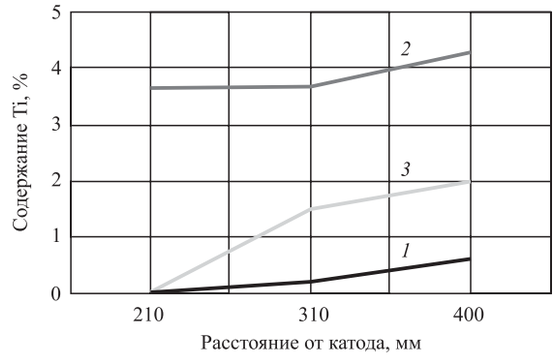


Рис. 6. Зависимости содержания Ti от расстояния от катода при различных расстояниях от оси потока:
1 — $R_{об}$ = 0; *2* — $R_{об}$ = 100 мм; *3* — $R_{об}$ = 200 мм

На рентгенограммах видно, что в покрытиях, получаемых осаждением из вакуумно-дугового разряда, присутствуют фазы TiN и Ti. При взаимодействии титана с азотом образовались следующие фазы: твердый раствор азота в α-Ti с ГПУ-решеткой (α-фаза), мононитрид TiN с ГЦК-решеткой (δ-фаза). Полученные данные для кристаллических решеток совпадают с табличными данными. Закономерности влияния области расположения образцов на содержание TiN и Ti приведены на рис. 5 и 6.

Как видно на рис. 5, на оси потока содержание TiN с ростом расстояния от катода незначительно уменьшается (с 100 до 99,4 %). На расстоянии $R_{об}$ = 100 мм содержание TiN с ростом расстояния от катода убывает (с 96,33 до 95,7 %). При $R_{об}$ = 200 мм содержание TiN с ростом расстояния от катода также уменьшается (с 100 до 98 %). Таким образом, содержание TiN составляет 95,7...100 %. Содержание TiN уменьшается при увеличении расстояния от катода, причем на оси потока содержится больше TiN. Это связано с неоднородностью плазменного потока. Другие характеристики: плотность ионного тока, скорость осаждения и толщина покрытия также уменьшаются при увеличении расстояния от катода.

Как видно на рис. 6, на оси потока содержание Ti с ростом расстояния от катода незначительно увеличивается (с 0 до 0,6 %). На расстоянии $R_{об}$ = 100 мм содержание Ti с ростом расстояния от катода возрастает (с 3,67 до 4,3 %). А при $R_{об}$ = 200 мм содержание Ti с ростом расстояния от катода также увеличивается (с 0 до 2 %). Таким образом, содержание Ti составляет до 4,3 %. Содержание Ti увеличивается при увеличении расстояния от катода.

Выводы

1. Микротвердость покрытий TiN зависит от расположения деталей в вакуумной камере и изменяется в пределах 39...4 ГПа. Снижение микротвердости покрытия связано с уменьшением толщины покрытия при увеличении расстояния от катода.

2. При взаимодействии титана с азотом образуются следующие фазы: твердый раствор азота в α-Ti с ГПУ-решеткой (α-фаза) и мононитрид TiN с ГЦК-решеткой (δ-фаза). Содержание фаз Ti и TiN зависит от расположения деталей в вакуумной камере. Содержание TiN уменьшается при увеличении расстояния от катода и изменяется с 95,7 до 100 %. Содержание Ti увеличивается при увеличении расстояния от катода и составляет от 0 до 4,3 %.

3. На основе приведенных выше выводов в качестве контролируемого параметра нужно ввести контроль микротвердости покрытий. Данный параметр необходимо указывать в нормативно-технической документации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Об условиях** синтеза нитридов при конденсации плазменных потоков / И.И. Аксенов, Ю.П. Антуфьев, В.Г. Брень и др. // Физика и химия обработки материалов. 1981. № 4. С. 43—46.

2. **Об условиях** протекания химических реакций при конденсации потоков металлической плазмы / И.И. Аксенов, В.Г. Брень, В.Г. Падалка и др. // Журнал технической физики. 1978. Т. 48. № 6. С. 1165—1169.

3. **Вакуумно-дуговые** наноструктурные TiN покрытия / А.А. Андреев, С.Н. Григорьев, В.Ф. Горбань и др. // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 3 (11). С. 14—17.

4. **Андреев А.А., Столбовой В.А., Сердюк И.В.** Вакуумно-дуговые сверхтвердые TiN покрытия и их использование для упрочнения инструментов // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2011. № 2 (50). С. 65—69.

5. **Оптимизация** технологии нанесения ионно-плазменного покрытия нитрида титана на малогабаритные тонкостенные детали / Ю.П. Тарасенко, Л.А. Кривина, И.Н. Царева и др. // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2011. № 3 (27). С. 170—174.

up_0117_01-48.indd 23 22.12.2016 10:38:20

УДК 621.791.927.55

О.А. Жданович, В.В. Овчинников, Н.В. Учеваткина
(Московский политехнический университет)
E-mail: vikov1956@mail.ru

Влияние плазменной обработки на микрорельеф поверхности деталей из титанового сплава ВТ6

Представлены результаты исследования влияния обработки поверхности сплава ВТ6 плазменной струей на различных режимах на шероховатость поверхности. Показано, что наибольшее сглаживание рельефа происходит при плазменной обработке с микрооплавлением поверхности. Плазменная обработка поверхности сплава ВТ6 в режиме микроплавления позволяет повысить износостойкость образцов при трении.

Ключевые слова: *плазменная струя, тепловой поток, микроплавление, макроплавление, износ, частицы изнашивания.*

This article presents the results of a study of the influence of surface alloy VT6 plasma jet methods on different modes on the surface roughness. It has been shown that most anti-aliasing occurs when plasma processing with mikrofusing surface. Plasma surface treatment alloy VT6 on mikrofusing mode allows you to increase the wear resistance of samples by friction.

Keywords: *plasma jet, heat flow, mikrofusing, makrofusing, wear, wear particles.*

Введение

Перспективным направлением развития упрочняющих технологий в машиностроении является поверхностная модификация титановых сплавов высококонцентрированными источниками нагрева (ВКИН) — лазерным лучом, электронным лучом, плазменной струей. Локальное и сверхскоростное тепловое воздействие позволяет получить более высокие твердость, прочность, вязкость разрушения, чем при объемной обработке. Это обусловлено, прежде всего, образованием в поверхностном слое высокодисперсной метастабильной структуры с намного более высокой плотностью дислокаций. Среди способов упрочнения ВКИН наиболее экономичным, производительным и доступным является плазменное упрочнение [1, 2].

Путем регулирования основных технологических параметров плазменной обработки (тока плазменной струи I и скорости перемещения плазматрона — скорости обработки V) можно реализовывать различные варианты поверхностной модификации материалов: поверхностную закалку в твердом состоянии (обработку без оплавления), поверхностную закалку из жидкого состояния (обработку с оплавлением).

Результаты исследований показывают, что наиболее высокие свойства титановых сплавов при определенных вариантах упрочнения могут быть достигнуты при плазменной обработке с оплавлением тонкого поверхностного слоя (0,1...0,2 мм) — так называемом плазменном микрооплавлении [3]. В этом случае неизбежно изменение микрогеометрии поверхности деталей (шероховатости поверхности), что может существенно повлиять на работоспособность упрочненных изделий и привести к необходимости применения дополнительной механической обработки. Влияние режимов лазерного упрочнения на характеристики шероховатости поверхности достаточно хорошо изучено [4, 5]. Для случая же плазменного упрочнения титановых сплавов такие данные в литературе отсутствуют.

Реальная поверхность детали отличается от номинальной (заданной чертежом) микро- и макрогеометрическими отклонениями. Микрогеометрические отклонения определяют шероховатость поверхности, макрогеометрические — характеризуют волнистость и отклонения формы.

Между этими видами погрешностей нет четкого физического различия, однако их можно условно разделять по отношению шага S к значению отклонения Δ от номинального контура. Неровности, для которых отношение $S/\Delta < 40$, относят к шероховатости, при $40 < S/\Delta < 1000$ — к волнистости, при $8/A > 1000$ — к отклонениям формы.

Шероховатость поверхностей в значительной степени определяет основные эксплуатационные свойства деталей и узлов — износостойкость, сопротивление усталости, надежность посадок, контактную жесткость и теплопроводность стыков сопряженных деталей, коррозионную стойкость, герметичность соединений, отражающую и поглощающую способность поверхностей и др. Поэтому параметры шероховатости поверхности строго нормируются, а также подвергаются постоянному анализу в технологических исследованиях и контролю в процессе производства.

up_0117_01-48.indd 24 22.12.2016 10:38:21

Цель работы — исследование влияния режима плазменной обработки на параметры шероховатости поверхности (*Ra* — по ГОСТ 25142—82) при упрочнении прямоугольных образцов размером 80 × 80 × 16 мм из титанового сплава ВТ6. Исходной механической обработкой поверхности образцов было торцовое фрезерование (*Ra* = 1,6...8,4 мкм) или плоское шлифование (*Ra* = 0,8...1,8 мкм) как наиболее распространенные методы формообразования в машиностроении для деталей простой формы.

Методика и оборудование для проведения исследований

В исследовании использовали образцы из титанового сплава ВТ6, химический состав которого представлен в табл. 1, а исходные механические свойства — в табл. 2.

Таблица 1

Химический состав титанового сплава ВТ6

Химический состав, % мас.									
C	Si	N_2	Zr	Ti	O_2	Al	Fe	H_2	V
0,010	0,043	0,007	0,02	Основа	0,156	6,3	0,19	0,003	3,9

Таблица 2

Механические свойства заготовок из сплава ВТ6

$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	HV, МПа
1006	16,0	46,9	2100

Микроструктура образца сплава ВТ6 показана на рис. 1. Структура листа представляет собой глобулярную (α + β)-структуру, полученную после закалки с температуры 850 °С с охлаждением в воде. Размер зерен α-фазы — 10...12 мкм, а β-фазы — 2...4 мкм. Микротвердость исходного образца составляет 3280 МПа.

Плазменную обработку поверхности образцов проводили на трех основных блоках режимов: обработка без оплавления поверхности, с микро- и макро-оплавлением поверхностного слоя на установке УПС плазматроном ПУ-007. В качестве регулируемых параметров плазменной обработки использовали скорость обработки *V* и силу тока плазменной струи *I*. Плазменная струя формировалась между вольфрамовым катодом и плазмообразующим соплом, служащим анодом.

Параметр *Ra* измеряли профилометром-профилографом БВ-7669.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследований показали, что характер микрорельефа поверхности после плазменной обработки существенно зависит от температуры нагрева поверхностного слоя и характера распределения теплового потока. Тепловое воздействие плазменной струи на выступы микронеровностей в зависимости от силы тока и скорости обработки приводит к структурным и фазовым превращениям без изменения исходного микрорельефа, к частичному оплавлению выступов или к значительному их оплавлению.

Характер изменения шероховатости поверхности фрезерованных образцов в зависимости от блока режимов плазменной обработки представлен на рис. 2.

Анализ микрогеометрии поверхностей после плазменной обработки показал, что изменение параметра *Ra* в зависимости от режимов обработки имеет экстремальный характер. Причем зоны минимальных значений параметра находятся ниже исходных.

При относительно малых значениях тока плазменной струи теплота, вносимая плазменной стру-

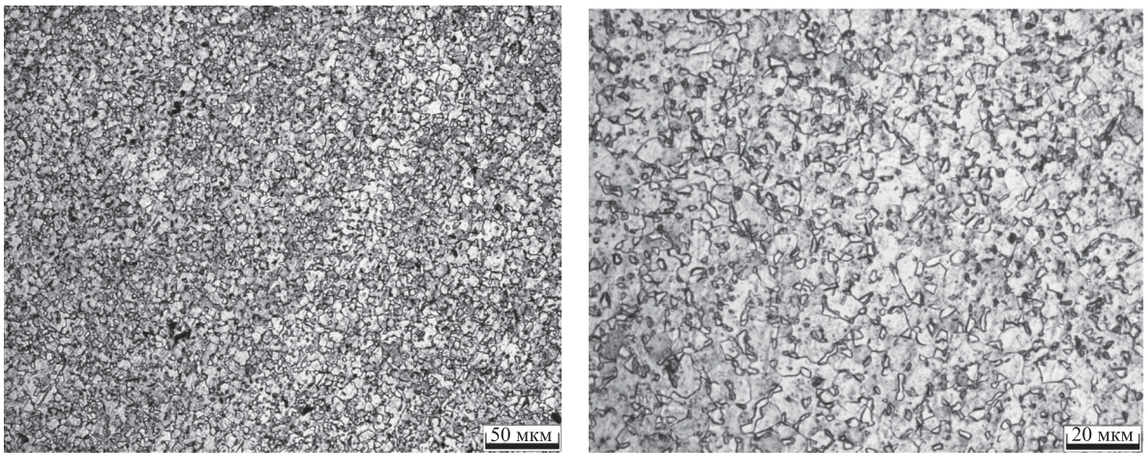


Рис. 1. Микроструктура исходного плоского образца сплава ВТ6 при различном увеличении

up_0117_01-48.indd 25 22.12.2016 10:38:21

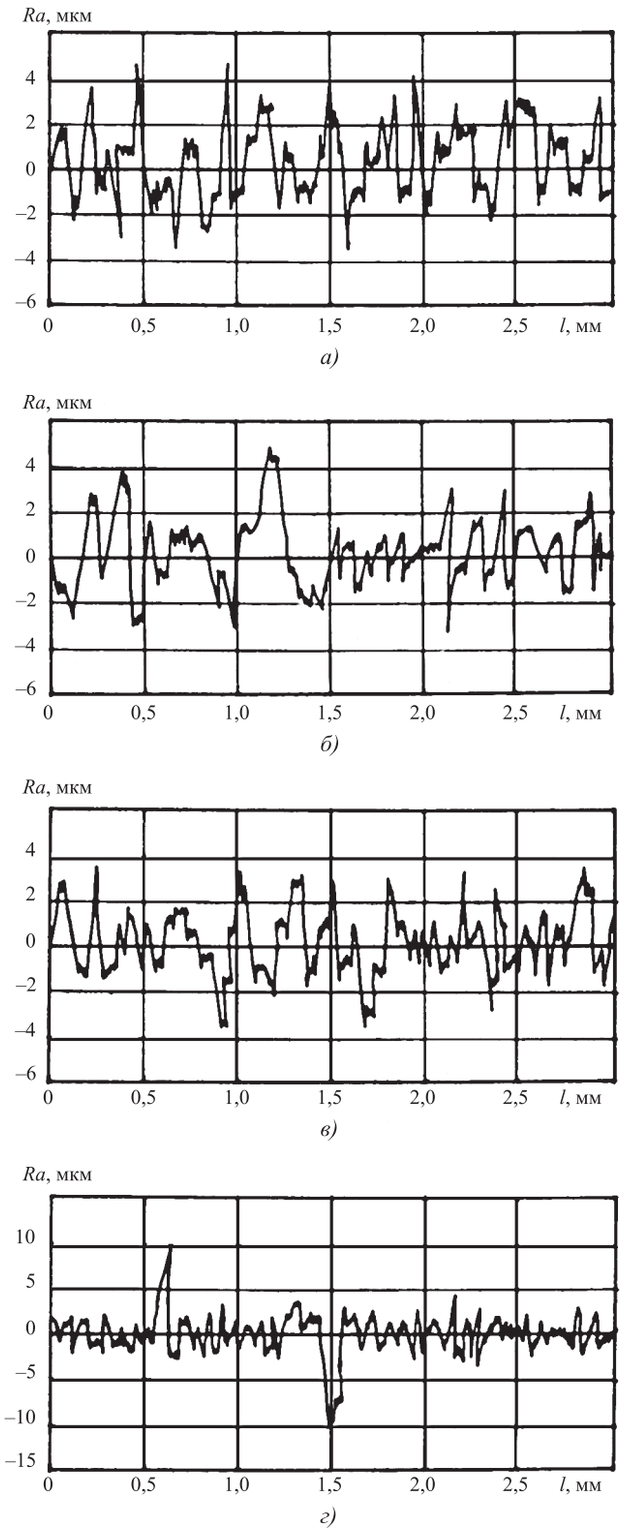


Рис. 2. Микрорельеф (характер изменения параметра шероховатости *Ra*) поверхности фрезерованных образцов из титанового сплава ВТ6:

а — исходное состояние; *б* — после плазменной обработки без оплавления; *в* — после обработки с микрооплавлением; *г* — после обработки с макрооплавлением

ей, полностью распространяется за счет теплоотвода в более холодные глубинные слои материала, не приводя к изменению исходного профиля (рис. 2, *а*). При увеличении силы тока или снижении скорости обработки тепловложение в поверхностные слои возрастает, увеличивается температура нагрева выступов, что приводит к их оплавлению. Параметр *Ra* несколько снижается, несмотря на то, что поверхность в целом находится в твердом состоянии (рис. 2, *б*).

Оплавление выступов микронеровностей происходит еще интенсивнее при дальнейшем увеличении силы тока плазменной струи и реализации метода модификации поверхности с микрооплавлением. Поскольку происходит оплавление поверхностного слоя материала, то на формирование рельефа сильное влияние начинает оказывать газодинамическое давление плазменной струи. Так как объем расплавленного металла невелик (глубина оплавления до 95...100 мкм), то силы поверхностного натяжения удерживают жидкий металл, при кристаллизации которого параметр *Ra* достигает минимального значения за счет оплавления выступов микронеровностей и некоторого уменьшения глубины впадин (рис. 2, *в*).

Дальнейшее увеличение силы тока (или снижение скорости обработки) приводит к существенному оплавлению поверхностного слоя (поверхностная модификация с макрооплавлением), что приводит к оплавлению не только вершин микронеровностей, но и впадин, и формированию нового микрорельефа поверхности (рис. 2, *г*), образованного за счет выплеска и кристаллизации расплавленного металла под газодинамическим воздействием плазменной струи.

При изменении исходной шероховатости после плазменной обработки происходит перемещение экстремальной зоны. Смещение минимума шероховатости в сторону больших энергий с уменьшением исходной шероховатости объясняется, по-видимому, увеличением скорости передачи теплоты от поверхности в глубь материала.

Характер изменения шероховатости поверхности шлифованных образцов в зависимости от технологии плазменной обработки показан на рис. 3.

Более медленный отток теплоты при больших значениях параметра шероховатости происходит из-за того, что высота микровыступов увеличивается и условия теплообмена ухудшаются. В этом случае большая доля получаемой поверхностью теплоты затрачивается на оплавление исходных микронеровностей и при увеличении плотности мощности плазменной струи оплавление происходит более интенсивно, чем при меньших уровнях параметра шероховатости (рис. 4).

up_0117_01-48.indd 26 22.12.2016 10:38:22

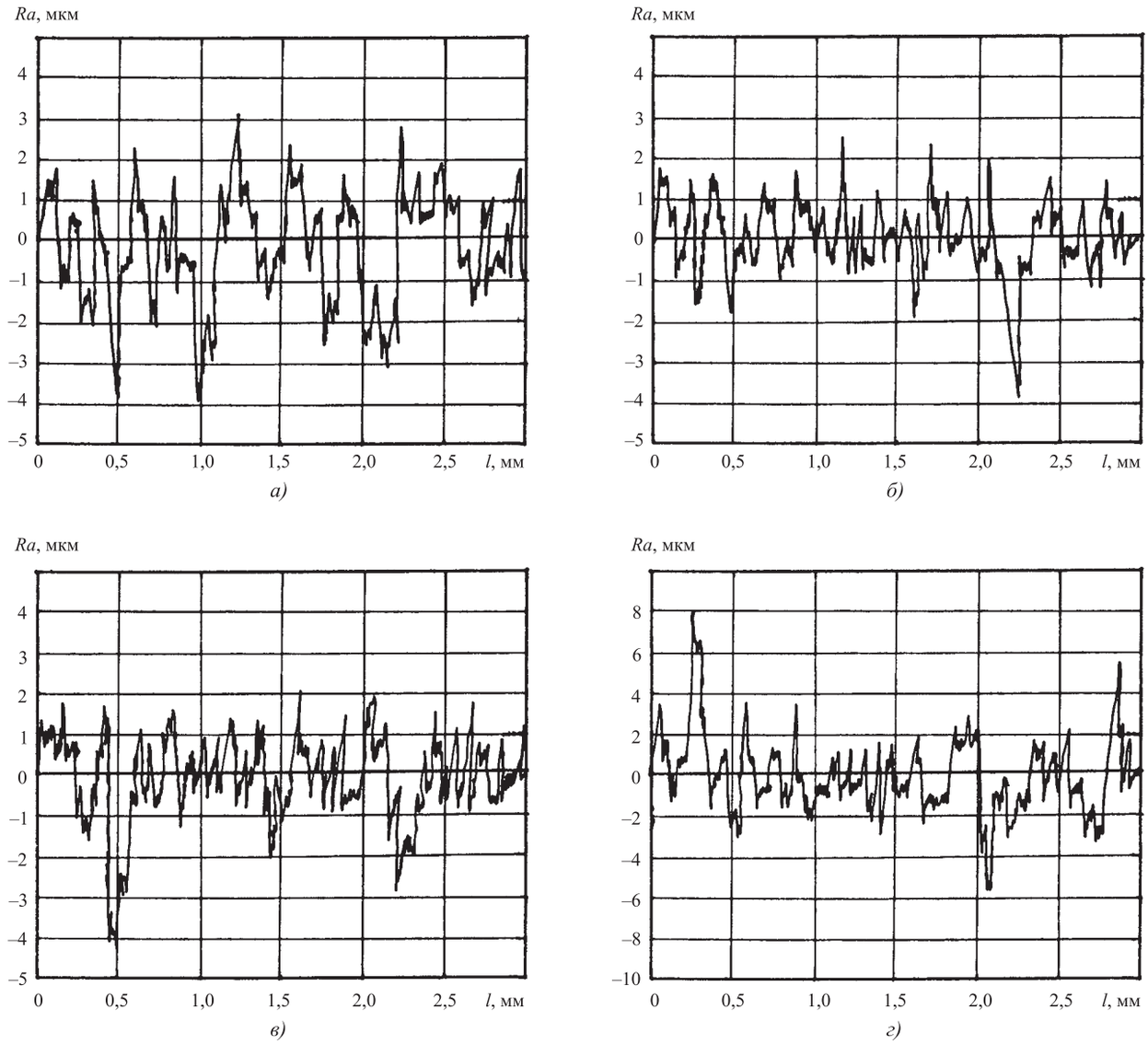


Рис. 3. Шероховатость поверхности шлифованных образцов из сплава ВТ6:
а — исходное состояние; *б* — после обработки без оплавления; *в* — после обработки с микрооплавлением; *г* — после обработки с макрооплавлением

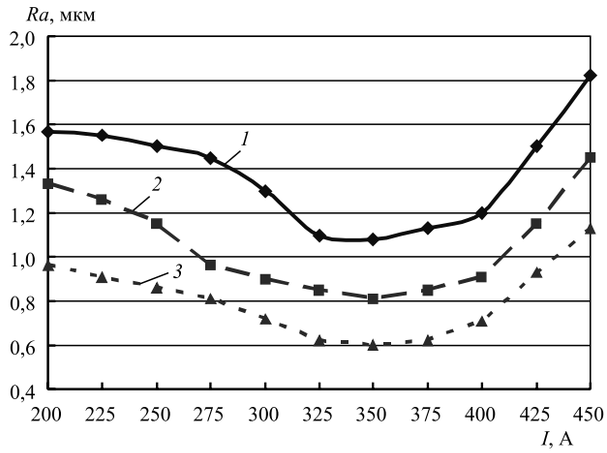
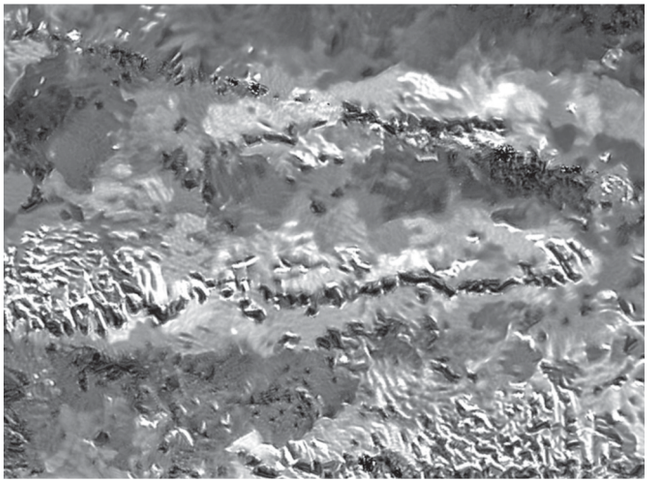
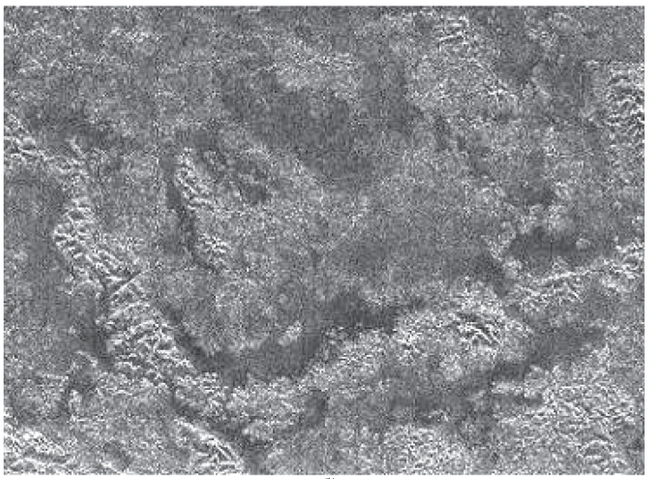


Рис. 4. Влияние режима плазменной обработки на качество поверхности образцов из титанового сплава ВТ6:
1 — фрезерование (исходный параметр *Ra* = 1,7 мкм); *2* — фрезерование (исходный параметр *Ra* = 1,23 мкм); *3* — шлифование (исходный параметр *Ra* = 0,85 мкм)

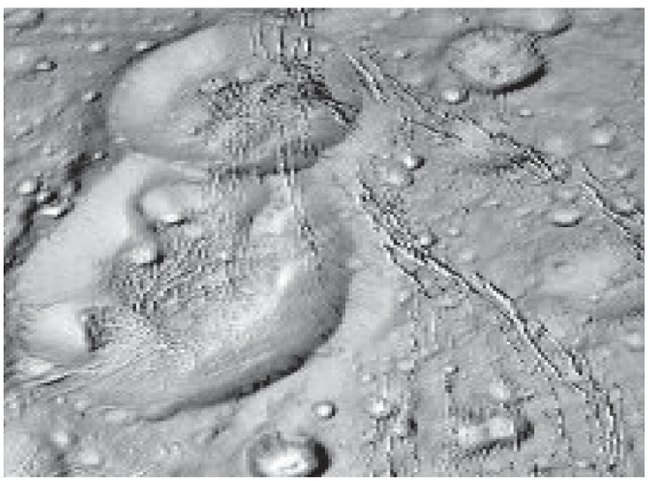
up_0117_01-48.indd 27 22.12.2016 10:38:22



а)



б)



в)

Рис. 5. Поверхность образцов титанового сплава после обработки плазменной струей по различным вариантам (× 500):
а — после обработки без оплавления; *б* — после обработки с микрооплавлением; *в* — после обработки с макрооплавлением

Плазменная обработка шлифованной поверхности без оплавления или с микрооплавлением, не изменяя глубину впадин микрорельефа и их шаг, снижает высоту микронеровностей, уменьшая таким образом параметр *Ra*. Увеличение параметра шероховатости в зоне малых скоростей обработки объясняется реализацией технологического процесса плазменной обработки с макрооплавлением, при котором происходит выплеск части расплавленной ванны жидкого металла.

На рис. 5 представлена структура поверхности титанового сплава ВТ6 после различных вариантов обработки плазменной струей.

Характер влияния плазменного нагрева на микрогеометрию шлифованных образцов аналогичен его влиянию на микрогеометрию фрезерованной поверхности.

Указанные изменения параметров микрогеометрии позволяют сделать вывод о возможности применения плазменной обработки в качестве финишной операции в технологическом процессе изготовления и упрочнения деталей перед операцией ионной имплантации в технологической цепочке комбинированной технологии.

Испытания на износостойкость образцов титанового сплава ВТ6 после различных вариантов обработки поверхности плазменной струей проводили на машине трения УМТ2168 при усилии прижатия образца к контртелу 200 Н и частоте вращения 250 мин$^{-1}$. Износ материала измеряли весовым методом на аналитических весах ВЛР-200.

Графики зависимостей от пути трения потери массы образцов титанового сплава ВТ6, обработанных плазменной струей по различным вариантам, приведен на рис. 6. Из полученных данных следует, что обработка поверхности сплава ВТ6 в режиме микроплавления позволяет повысить износостойкость образцов при трении.

По сравнению с исходным состоянием интенсивность изнашивания образцов, обработанных на режиме макроплавления, существенно выше. При трении таких образцов наблюдается перенос материала образцов на поверхность контртела, причем чем выше интенсивность изнашивания, тем больше слой на контртеле, образующийся из перенесенного материала. При этом обратного переноса материала с контртела на образцы не происходит.

Микрорентгеноспектральным анализом на поверхности трения образцов, обработанных в режиме макроплавления, обнаружено присутствие углерода и железа в областях схватывания, что также говорит об адгезионном взаимодействии с контртелом. Наблюдается образование большого количества частиц изнашивания. Частицы изнашивания имеют чешуйчатую форму, при-

up_0117_01-48.indd 28 22.12.2016 10:38:23

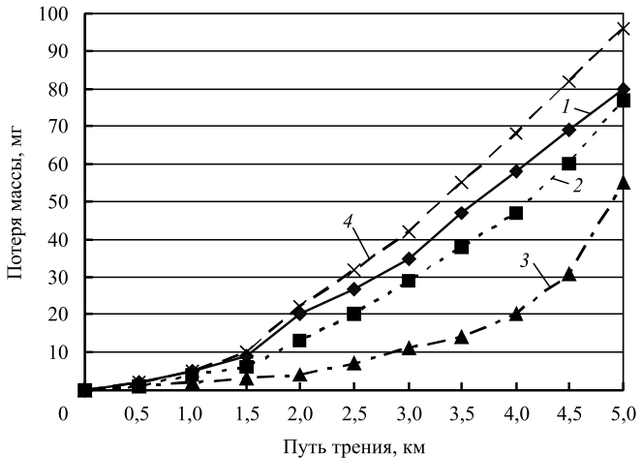


Рис. 6. Зависимости потери массы от пути трения образцов сплава ВТ6:

1 — исходное состояние; *2* — после обработки без оплавления; *3* — после обработки с микрооплавлением; *4* — после обработки с макрооплавлением

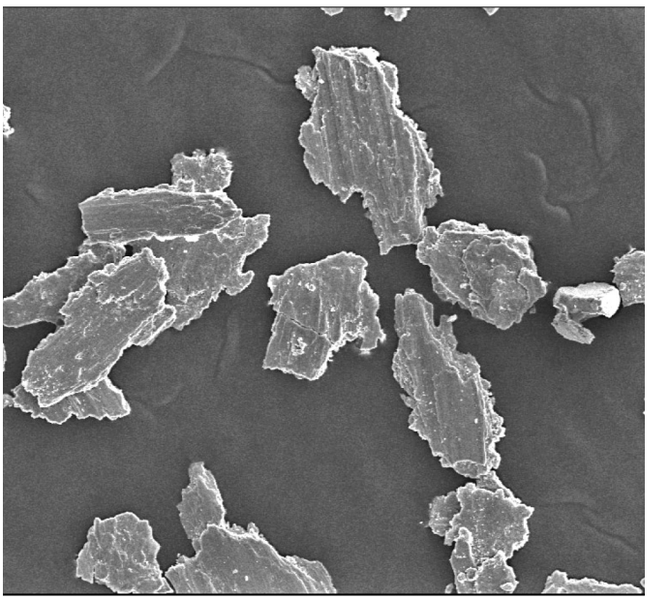


Рис. 7. Частицы изнашивания, образовавшиеся при испытаниях на трение образцов сплава ВТ6, обработанных по режиму макроплавления (× 150)

мерно одинаковую толщину (18...23 мкм) и острые края, характерные для хрупкого разрушения (рис. 7).

Полученные результаты показывают, что наиболее перспективно использование плазменного микрооплавления, обеспечивающего получение модифицированных слоев с ультрадисперсной структурой и высокими значениями эксплуатационных свойств [6], а также высокое качество поверхности, в качестве операции, предшествующей ионной имплантации при комбинированной технологии обработки титановых сплавов.

Выводы

1. Характер изменения микрорельефа поверхности, модифицированной плазменной обработкой, зависит от температуры нагрева и характера распределения теплового потока в поверхностном слое. Повышение температуры нагрева вызывает оплавление выступов микронеровностей и сглаживание рельефа. Наибольшее сглаживание рельефа происходит при плазменной обработке с микрооплавлением поверхности.

2. Обработка поверхности сплава ВТ6 в режиме микроплавления позволяет повысить износостойкость образцов при трении. Использование режимов макроплавления приводит к интенсификации износа.

3. Плазменную обработку с микрооплавлением можно использовать в качестве промежуточной операции технологических процессов изготовления и упрочнения деталей из титановых сплавов, предшествующей ионной имплантации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Самотугин С.С., Лещинский Л.К.** Плазменное упрочнение инструментальных материалов. Донецк: Новый мир, 2002. 338 с.

2. **Овчинников В.В., Учеваткина Н.В., Жданович О.А.** Поверхностное упрочнение титановых сплавов ОТ4 и ВТ6 сжатой дугой // Технология металлов. 2013. № 8. С. 17—20.

3. **Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д.** Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1980. 240 с.

4. **Данильченко В.Е., Польчук Б.Б.** Особенности микрорельефа поверхности технического железа в зоне воздействия излучения импульсного лазера // Металловедение и термическая обработка металлов. 2001. № 2. С. 15—17.

5. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.Н.** Технологические процессы лазерной обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 535 с.

6. **Строшков В.П., Григорьев И.Г., Пшеничников В.А.** Микрорельеф поверхности инструментальных сталей, формирующийся в процессе электрохимической размерной обработки // Физика и химия обработки материалов. 2008. № 2. С. 58—66.

up_0117_01-48.indd 29 22.12.2016 10:38:23

УДК 629.7.023

Д.А. Чубаров, С.А. Будиновский, А.А. Смирнов, П.В. Матвеев
(Всесоюзный научно-исследовательский институт авиационных материалов (ВИАМ), г. Москва)
E-mail: chubarovda@viam.ru

Влияние высокотемпературных испытаний на микроструктуру керамического слоя теплозащитного покрытия*

Рассмотрены микроструктуры керамических слоев теплозащитных покрытий различного состава, нанесенных разработанным ФГУП "ВИАМ" магнетронным методом среднечастотного распыления мишеней на основе сплавов циркония. Исследовано изменение микроструктуры керамических слоев после высокотемпературных испытаний — при температуре 1400 °С. Дано сравнение микроструктур керамических слоев, снятых с поверхности и с поперечного разреза.

Ключевые слова: *теплозащитное покрытие, YSZ, газотурбинный двигатель, магнетрон.*

The article describes the microstructure of the ceramic layers with various composition for thermal barrier coatings, deposited by method of magnetron sputtering zirconium-based targets, developed in FSUE VIAM. The change in the microstructure of the ceramic layers after high-temperature test at 1400 °C also discussed. A comparison between the microstructure of the ceramic layer from the surface and cross section was investigated.

Keywords: *thermal barrier coating, YSZ, gas turbine engine, magnetron.*

Введение

Обеспечение работоспособности существующих и перспективных высокоэффективных газотурбинных двигателей (ГТД) требует создания новых более высокотемпературных жаропрочных материалов [2], а также совершенствования методов защиты деталей горячего тракта, в том числе лопаток турбины, с использованием новых теплозащитных и жаростойких покрытий [3]. Применение теплозащитных покрытий (ТЗП) на охлаждаемых рабочих лопатках ГТД является наиболее эффективным способом повышения их технических характеристик, в том числе ресурса работы и температуры рабочего газа турбины [4]. ТЗП представляет собой систему, состоящую из внешнего керамического слоя, который за счет низкой теплопроводности должен обеспечить значительное снижение температуры поверхности пера лопатки по сравнению с температурой газа турбины, и внутреннего жаростойкого соединительного слоя для защиты поверхности пера от высокотемпературного окисления [5]. Схема типичной системы ТЗП представлена на рис. 1.

* Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 17.3: Многослойные жаростойкие и теплозащитные покрытия, наноструктурные упрочняющие коррозионные и коррозионно-стойкие, износостойкие, антифреттинговые покрытия для защиты деталей горячего тракта и компрессора ГТД и ГТУ "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" [1].

Наиболее распространенным материалом керамического слоя ТЗП остается в промышленности система ZrO_2 – (7...8 %)Y_2O_3 (YSZ) с рабочей температурой до 1200...1300 °С, разработанная более 30 лет назад. Однако опыт эксплуатации ТЗП с использованием оксидов YSZ обозначил ряд проблем, без решения которых

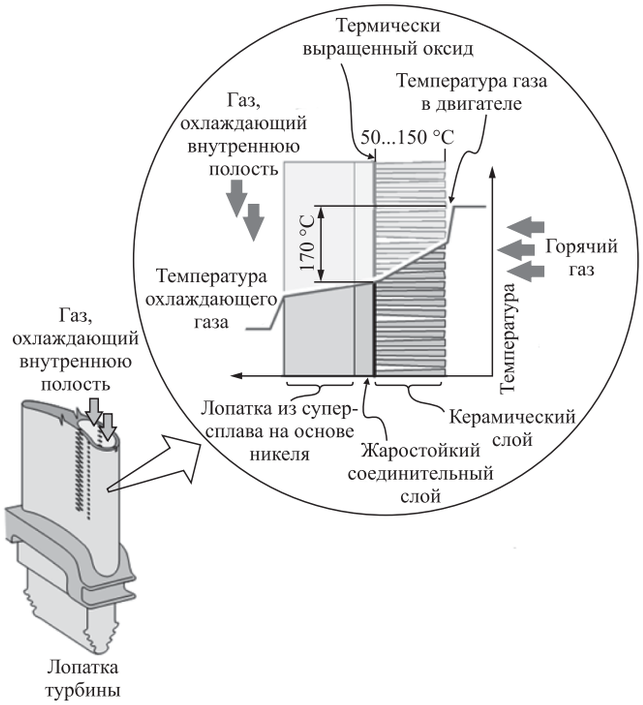


Рис. 1. Схематическое изображение типичной системы ТЗП на рабочей лопатке турбины высокого давления ГТД

up_0117_01-48.indd 30 22.12.2016 10:38:25

дальнейшее развитие газотурбинной техники не представляется возможным. Основными проблемами ТЗП являются снижение в процессе эксплуатации теплозащитного эффекта (разности температур на внешней и внутренней границах керамического слоя), вероятность скола керамики из-за роста нормальных к поверхности пера лопаток напряжений, а также высокая стоимость оборудования и технологии производства ТЗП [6].

Величина теплозащитного эффекта при неизменных плотности теплового потока в поверхность и расходе охлаждающего воздуха определяется теплопроводностью и толщиной керамического слоя. Например, в исходном состоянии после напыления теплопроводность электронно-лучевого покрытия PWA 266 (фирма Pratt and Whitney, США) в диапазоне температур 100...900 °С составляет 1,5...1,7 Вт/(м·К), но уже после 500 ч циклического нагрева до 1135 °С возрастает до 2,2 Вт/(м·К), что снижает теплозащитный эффект до 40...50 °С [7]. Компенсировать это снижение за счет увеличения толщины слоя керамики в случае рабочей лопатки авиационного ГТД практически невозможно, так как толщина ТЗП в целом ограничена 100...120 мкм, чтобы избежать заметного увеличения массы лопатки и, соответственно, роста центробежных нагрузок, а также сохранить газодинамические характеристики проточной части турбины. Причиной роста теплопроводности слоя является спекание керамики, сопровождающееся уменьшением в материале количества дефектов типа пор, трещин, вертикальных каналов роста между отдельными зернами керамики [8].

В настоящее время ведется активный поиск новых материалов для керамического слоя ТЗП, способных заменить систему YSZ [9]. Ниже представлены результаты исследований стойкости к спеканию перспективных керамических покрытий на основе оксида циркония, легированных некоторыми оксидами редкоземельных элементов, после высокотемпературных испытаний — при температуре 1400 °С.

Материалы и методика исследований

Для получения керамических слоев ТЗП использовали технологию магнетронного среднечастотного распыления мишеней на основе сплавов циркония с редкоземельными металлами. Магнетронный способ нанесения позволяет синтезировать на поверхности изделия в результате плазмохимических реакций взаимодействия с кислородом атомов металлов, выбитых в результате бомбардировки мишени ионами аргона, оксидный слой сложного состава. Формирование керамического покрытия происходит непосредственно из металлического пара на поверхности изделия, что не требует предварительного использования в качестве полуфабриката керамического порошка определенного гранулометрического состава или спеченного керамического штабика с заданной пористостью. Это значительно снижает трудоемкость процесса в сравнении с аналогами — плазменным атмосферным напылением и электронно-лучевым напылением [10].

Керамические слои ТЗП наносили на установке УОКС-2 методом магнетронного распыления металлических мишеней (катодов) размером 100 × 440 мм из циркониевых сплавов системы Zr—Y—РЗМ в присутствии кислорода. Установка содержит четыре дуальных планарных магнетрона. В каждой паре магнетронные распылители расположены друг напротив друга на расстоянии, достаточном для размещения заслонок, предохраняющих обрабатываемые изделия от попадания распыленных частиц в режиме запуска магнетронного испарителя, и свободного проворачивания изделий, располагаемых на планетарной карусели. Электрическое питание каждой пары магнетронных испарителей осуществляется от инверторного источника с использованием электрического ключа, изменяющего полярность питающего напряжения, переключая его от одного магнетрона к другому (противоположному) с частотой до 40 кГц. Такое переключение обеспечивает стабильную работу магнетронов, поверхность катодов-мишеней которых в процессе распыления в смеси кислород—аргон подвержена окислению.

Для исследования были выбраны системы Zr—Y—Gd—Hf, Zr—Y—Nd—Hf, Zr—Y—Gd, а также многослойная система Zr—Y—Gd + Zr—Y—Hf, полученная в результате применения в процессе нанесения двух мишеней разного состава. На образцы в виде дисков из молибдена или тантала толщиной 1 мм и диаметром 25,4 мм наносили керамический слой толщиной 60...80 мкм по одинаковым технологическим режимам, после чего проводили высокотемпературные испытания — при 1400 °С в течение 100 ч в вакуумной печи Nabertherm VHT 40/18-WO с нагревателями из вольфрама при остаточном давлении не более 0,01 Па.

Исследования микроструктуры проводили на растровых электронных микроскопах FEI Inspect F50 и JSM-6490LV в режиме отраженных и вторичных электронов.

Результаты металлографических исследований

Внешний вид поверхности керамических покрытий до и после высокотемпературных испытаний представлен на рис. 2.

На рис. 3 показаны микроструктуры керамических

up_0117_01-48.indd 31 22.12.2016 10:38:25

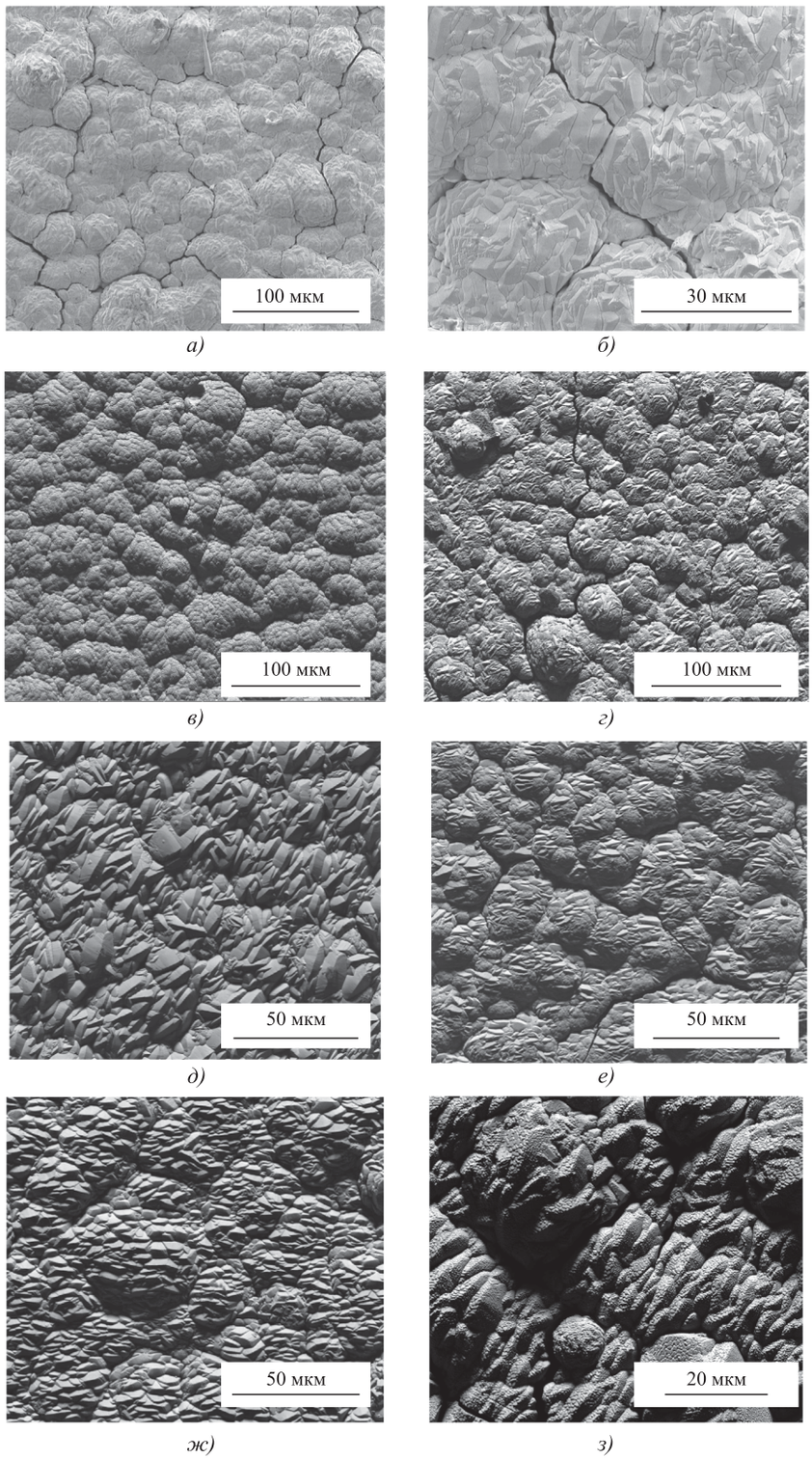


Рис. 2. Структура поверхности керамического слоя в исходном состоянии (*а*, *в*, *д*, *ж*) и после 100 ч высокотемпературных испытаний (*б*, *г*, *е*, *з*) — при 1400 °С:
а, *б* — Zr—Y—Gd—Hf; *в*, *г* — Zr—Y—Nd—Hf; *д*, *е* — Zr—Y—Gd; *ж*, *з* — Zr—Y—Gd + Zr—Y—Hf

слоев в исходном состоянии и после высокотемпературных испытаний.

Исследования поверхности керамических слоев показывают, что все покрытия состоят из однотипных кристаллитов куполообразной формы. Тонкие нитевидные кристаллы керамики диаметром порядка 1 мкм

up_0117_01-48.indd 32 22.12.2016 10:38:26

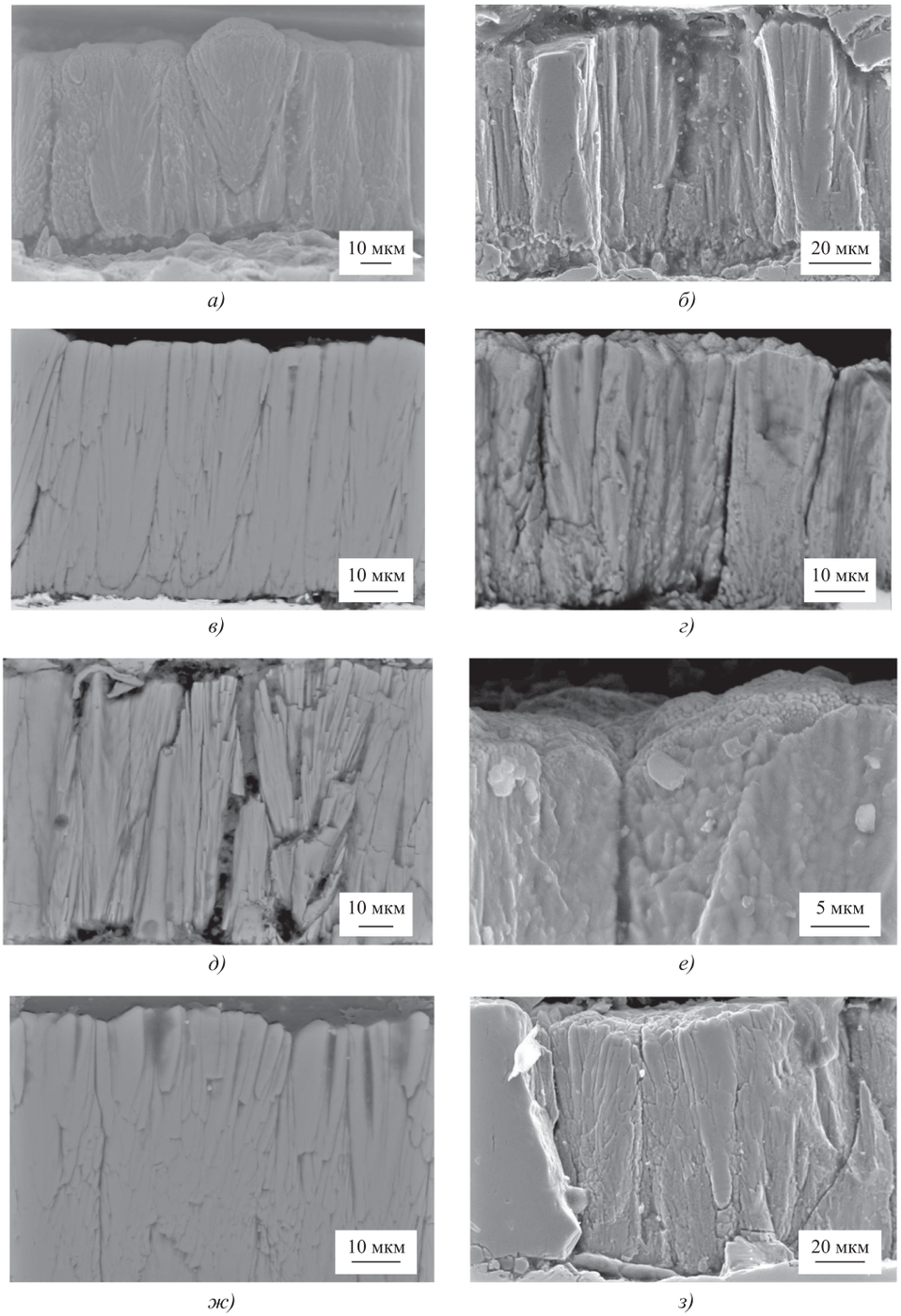


Рис. 3. Микроструктуры керамических слоев в исходном состоянии (*а*, *в*, *д*, *ж*) и после 100 ч высокотемпературных испытаний (*б*, *г*, *е*, *з*) — при 1400 °С:
а, *б* — Zr—Y—Gd—Hf; *в*, *г* — Zr—Y—Nd—Hf; *д*, *е* — Zr—Y—Gd; *ж*, *з* — Zr—Y—Gd + Zr—Y—Hf

объединены в плотные столбчатые образования (см. рис. 2), которые разделены между собой четкими границами.

Металлографические исследования керамических слоев в исходном состоянии показали, что использованная для нанесения керамики магнетронная технология обеспечила формирование структуры с характерными вертикальными каналами (см. рис. 3, *а*, *в*, *д*, *ж*) на всю толщину слоя, аналогичной структуре серийных электронно-лучевых керамических покрытий, необходимой для длительной работы в условиях высоких температур, характерных для современных авиационных

up_0117_01-48.indd 33 22.12.2016 10:38:26

ГТД. Размер и морфология кристаллитов и вертикальных каналов между ними зависят от состава испаряемого сплава мишени. В исходном состоянии столбчатая структура слоя наиболее характерна для покрытия Zr—Y—Nd—Hf (рис. 3, *в*). Керамики Zr—Y—Gd—Hf и Zr—Y—Gd (см. рис. 3, *а*, *д*) имеют структуру "птичьего" пера, что свидетельствует о более высокой пористости и должно способствовать снижению теплопроводности материала слоя. Покрытия Zr—Y—Nd—Hf (см. рис. 3, *в*) и Zr—Y—Gd + Zr—Y—Hf (см. рис. 3, *ж*) имеют более плотную структуру.

После высокотемпературной выдержки при температуре 1400 °С в течение 100 ч изменения в структуре рассмотренных керамических слоев минимальны для всех покрытий. Столбчатая и куполообразная структура (рис. 3, *б*, *г*, *е*, *ж*) сохраняется для всех покрытий. Наблюдается формирование более четких вертикальных границ между отдельными кристаллитами (см. рис. 3, *б*, *г*). Сами кристаллиты сохраняют сложное строение из нитевидных кристаллов керамики.

Следует отметить, что исследование теплопроводности керамического покрытия, полученного из сплава системы Zr—Y—Gd—Hf, до и после высокотемпературных испытаний показало незначительное изменение этой основной для ТЗП теплофизической характеристики, которая в диапазоне температур до 1300 °С составила 1,6...2 Вт/(м·К).

Заключение

Методом магнетронного среднечастотного испарения металлических мишеней из циркониевых сплавов систем Zr—Y—Gd—Hf, Zr—Y—Nd—Hf, Zr—Y—Gd, Zr—Y—Hf получены керамические слои на основе перспективных оксидов, имеющие столбчатую куполообразную структуру, сходную со структурой электронно-лучевых (EB-PVD) теплозащитных покрытий.

Рассмотренные покрытия имеют высокое сопротивление спеканию и сохраняют столбчатую структуру при высокотемпературных испытаниях в вакууме — при температуре 1400 °С в течение 100 ч.

Полученные результаты позволяют рассматривать исследованные композиции и магнетронную технологию их нанесения в качестве основы для разработки отечественных перспективных высокотемпературных ТЗП.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1. С. 3—33.

2. **Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Гаямов А.М.** Современное состояние и основные тенденции развития высокотемпературных теплозащитных покрытий для рабочих лопаток турбин авиационных ГТД // Авиационная промышленность. 2008. № 4. С. 33—37.

3. **Разработка** теплозащитных покрытий для лопаток ТВД из никелевых монокристаллических сплавов ВЖМ4, ВЖМ5У / А.А. Смирнов, С.А. Будиновский, П.В. Матвеев, Д.А. Чубаров // Труды ВИАМ. 2016. № 1. Ст. 3 URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 08.07.2016). DOI 10.18577/2307-6064-2016-0-1-17-24.

4. **Каблов Е.Н., Мубояджян С.А.** Теплозащитные покрытия для лопаток турбин высокого давления перспективных ГТД // Металлы. 2012. № 1. С. 5—13.

5. **Каблов Е.Н., Мубояджян С.А.** Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 60—70.

6. **Чубаров Д.А., Будиновский С.А.** Выбор керамического материала для теплозащитных покрытий лопаток авиационных турбин на рабочие температуры до 1400°С // Труды ВИАМ. 2015. № 4. Ст. 07. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 08.07.2016). DOI 10.18577/2307-6046-2015-0-4-7-7.

7. **David R. Clarke, Simon R. Phillpot.** Thermal barrier coating materials // Materials today. Vol. 8. Iss. 6. June 2005. P. 22—29.

8. **Чубаров Д.А., Матвеев П.В.** Новые керамические материалы для теплозащитных покрытий рабочих лопаток ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2013. № 4. С. 43—46.

9. **Разработка** теплозащитных покрытий для рабочих и сопловых лопаток турбины из жаропрочных и интерметаллидных сплавов / С.А. Будиновский, А.А. Смирнов, П.В. Матвеев, Д.А. Чубаров // Труды ВИАМ. 2015. № 4. Ст. 05. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 08.07.2016). DOI 10.18577/2307-6046-2015-0-4-5-5.

10. **Будиновский С.А., Чубаров Д.А., Матвеев П.В.** Современные способы нанесения теплозащитных покрытий на лопатки газотурбинных двигателей (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S5. С. 38—44. DOI 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-38-44.

up_0117_01-48.indd 34 22.12.2016 10:38:26

УДК 621.793.3

С.С. Виноградов, Ю.А. Теркулова, А.А. Никифоров, К.А. Лещёв
(Всероссийский институт авиационных материалов, г. Москва)
E-mail: admin@viam.ru

Влияние технологии нанесения износостойких покрытий Ni-P и Ni-B на механические свойства высокопрочных сталей типа 30ХГСН2А*

Исследовано влияние технологии нанесения покрытий Ni-P и Ni-B на усталостные характеристики высокопрочной стали 30ХГСН2А, а также на склонность к замедленному хрупкому разрушению и к коррозионному и водородному растрескиванию такой стали в технологических средах и камере солевого тумана.

Ключевые слова: *химические покрытия Ni-P и Ni-B, высокопрочная сталь 30ХГСН2А, усталостные характеристики, стандартные механические свойства, склонность к замедленному хрупкому разрушению, склонность к коррозионному и водородному растрескиванию.*

In fluence of drawing technology of Ni-P and Ni-B coatings on fatigue characteristics of 30ХГСН2А high-strength steel, on its tendency to slow brittle destruction, on tendency to corrosion cracking and to hydrogen assisted cracking has been investigated in technological environments and in the salt spray chamber.

Keywords: *Ni-P and Ni-B chemical coatings, 30ХГСН2А high-strength steel, fatigue characteristics, standard mechanical properties, tendency to the slow brittle destruction, tendency to corrosion cracking and hydrogen assisted cracking.*

Введение

Дальнейшее развитие машиностроения, и в частности авиастроения, в России невозможно без создания новых материалов с кардинально улучшенными служебными характеристиками и технологий их переработки [1]. В течение последних лет во ФГУП "ВИАМ" проведены комплексные исследования высокопрочных мартенситостареющих сталей с прочностью свыше 1570 МПа, позволившие рекомендовать их для изготовления различных деталей авиационной техники [2, 3].

В условиях ужесточения условий эксплуатации техники (повышение скоростей, температуры, нагрузок, агрессивности среды и др.) повышение уровня эксплуатационных показателей различного оборудования достигается улучшением свойств поверхности материала либо специальной обработкой (механическим упрочнением или наклепом, слесарно-механической, термической, химико-термической обработкой), либо сплошным или локальным формированием на ней покрытий, обладающих высоким уровнем требуемых свойств (износостойкости, твердости, жаростойкости, коррозионной стойкости и др.) [4—6]. Такой путь обеспечивает значительные резервы для экономии сырьевых ресурсов.

Для повышения твердости и износостойкости деталей (например, штоков, цилиндров, поршней, валиков, золотников) из различных конструкционных материалов в промышленности широко применяется электролитическое хромирование. Хромовое покрытие позволяет увеличить сопротивление деталей механическому износу в 5...10 раз [7]. Актуальность и перспективность разработки способов замены хромовых покрытий обусловлены требованиями директивы Евросоюза (RoHS), ограничивающей использование токсичных канцерогенных соединений шестивалентного хрома.

Применение нанесенных химическим способом покрытий никель-фосфор (Ni-P) и никель-бор (Ni-B) может быть одним из способов исключения соединений шестивалентного хрома. Химические никелевые покрытия по своим служебным характеристикам приближаются к хромовым. Химически осажденный

* Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 17.2: Шликерные, газодинамические и комбинированные покрытия для деталей из углеродистых сталей, в том числе высокопрочных "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" [1].

up_0117_01-48.indd 35 22.12.2016 10:38:28

никель обладает более высокой твердостью, износостойкостью и высокими защитными свойствами из-за меньшей пористости, чем у электрохимически осажденного никеля. Особенностями химических покрытий являются равномерность их толщины на деталях сложной конфигурации, в том числе на деталях с узкими зазорами и глухими отверстиями, а также структурно-фазовые превращения при повышенных температурах [8, 9]. В данной статье представлены исследования влияния технологии нанесения износостойких химических покрытий Ni-P и Ni-B на механические свойства высокопрочных сталей типа 30ХГСН2А.

Материалы и методика эксперимента

Для проведения исследований изготовили образцы из высокопрочной стали 30ХГСН2А, на которые наносили покрытия Ni-P и Ni-B толщиной 15, 25 и 40 мкм. Для получения покрытия Ni-P использовали кислый раствор химического никелирования с добавкой гипофосфита натрия, для получения покрытия никель—бор — щелочной раствор с добавкой боргидрида натрия.

Склонность к коррозионному и водородному растрескиванию определяли на плоских образцах из стали 30ХГСН2А. Образцы размером 100×8×2 мм, не менее трех на точку измерения для создания растягивающих напряжений, изгибали в приспособлениях по ОСТ 1.90211.

Испытания на малоцикловую усталость (МЦУ) проводили по ГОСТ 25.502—79 при разных уровнях напряжения, используя по пять образцов на точку измерения. Оценку усталостных характеристик сталей выполняли на резонансной усталостной машине "Шенк" с силоизмерителем от машины MTS-5т в соответствии с AITM 1-0011. Параметры нагружения образцов: цикл синусоидальный, максимальное напряжение σ_{max} = = 1274...882 МПа, асимметрия цикла $R = 0{,}1$, частота нагружения $\gamma = 40$ Гц. Испытания проводили при температуре 21 °С и относительной влажности воздуха 64 %.

Изменение стандартных механических свойств цилиндрических образцов с тремя надрезами, по пять штук на вариант, определяли на разрывной машине РТ-5 со скоростью подачи нагрузки 5 мм/мин. Испытания проводили по ГОСТ 1497—84.

Исследования склонности образцов с покрытиями с надрезами (не менее трех на точку измерения) к замедленному хрупкому разрушению (ЗХР) выполняли на машинах ZST 3/3 при статическом нагружении, равном 80 % от временного сопротивления разрыву образцов с надрезами ($\sigma_в^н$). База испытаний — 200 ч.

Результаты исследований и их обсуждение

Механизм реакций при осаждении химических покрытий Ni-P и Ni-B носит стадийный характер [8, 9]. Первой стадией процесса является реакция взаимодействия восстановителя (гипофосфита или боргидрида) с водой, в результате которой восстановитель окисляется с образованием электрона и атома водорода. Образующиеся электроны восстанавливают ионы никеля до металла. Суммарную реакцию восстановления ионов никеля можно представить в виде следующих уравнений:

восстановление гипофосфитом:

$$Ni^{2+} + 2H_2PO_2^-{}_{адс} + 2H_2O \rightarrow Ni + 2H_2PO_3^- + 2H^+ + H_2;$$

$$Ni^{2+} + 2H_2PO_2^-{}_{адс} + 2OH^- \rightarrow Ni + 2H_2PO_3^- + H_2;$$

восстановление боргидридом:

$$BH_4^- + 4H_2O + 2Ni^{2+} \rightarrow 2Ni + B(OH)_4^- + 4H^+ + 2H_2.$$

Одновременно с восстановлением никеля протекает реакция восстановления гипофосфита до элементарного фосфора

$$H_2PO_2^-{}_{адс} + e \rightarrow P + 2OH^-$$

или восстановления бора в результате каталитического распада восстановителя

$$BH_4^- + 4H^+ \rightarrow BH_3 + H_2 \rightarrow B + 2{,}5H_2.$$

Судя по механизму химического никелирования, можно предположить наводороживание образующимся водородом как самого никелевого покрытия, так и стальной основы, что приведет к ухудшению ее механических свойств. Этому способствуют такие свойства никеля, как повышенная адсорбция водорода и высокая диффузионная способность водорода в металлическом никеле. По обоим свойствам никель находится в одном ряду с палладием и платиной. Растворимость водорода в никеле увеличивается при повышении температуры; значения равновесной растворимости водорода в никеле значительно выше, чем в железе. Так же, как и в железе, диффузия водорода в никеле протекает транскристаллически: границы зерен и плоскости спайности не оказывают преимущественного влияния. Скорость диффузии водорода в никеле сохраняет постоянное значение до 850 °С [10]. Поэтому весьма актуальным является исследование воздействия процесса нанесения химических покрытий Ni-P и Ni-B на механические свойства высокопрочных сталей на примере весьма чувствительной к наводороживанию стали типа 30ХГСН2А.

Испытания на склонность к **коррозионному и водородному растрескиванию** проводили в технологических растворах, применяемых при нанесении покрытий Ni-P и Ni-B: химическое обезжиривание в фосфатно-щелочном растворе и активация в растворе соляной кислоты с уротропином. Кроме испытаний в растворах для подготовки поверхности проводили испытания

up_0117_01-48.indd 36 22.12.2016 10:38:28

Таблица 1

Результаты испытаний на склонность к коррозионному и водородному растрескиванию стали 30ХГСН2А при нанесении химических покрытий Ni-P и Ni-B

Технологическая операция	$\sigma_{прил}$, МПа*	Регламентированный режим	Стойкость к разрушению, мин, не менее
Фосфатно-щелочное обезжиривание	1098	Температура 70...80 °С, время 10 мин	60
	686		
	412		
Активация в соляной кислоте с уротропином	1098	Температура 20 °С, время 1 мин	60
	686		
	412		
Полная технологическая схема нанесения покрытия Ni-B	1098	Температура раствора для нанесения Ni-B 90...92 °С	180
	686		
	412		
Полная технологическая схема нанесения покрытия Ni-P	1098	Температура раствора для нанесения Ni-P 90...92 °С	180
	686		
	412		

* Приложенное напряжение $\sigma_{прил}$ составляет $0{,}8\sigma_{0,2}$, $0{,}5\sigma_{0,2}$, $0{,}3\sigma_{0,2}$, где $\sigma_{0,2}$ = 1370 МПа.

по полной технологической схеме процесса нанесения покрытий Ni-P и Ni-B: обезжиривание → промывка → активация → промывка → нанесение покрытия Ni-P (Ni-B). Критерием оценки являлось появление трещин, видимых невооруженным глазом, при проведении указанных операций.

Анализ полученных результатов (табл. 1) свидетельствует о том, что образцы из стали 30ХГСН2А во всех технологических средах не обнаруживают склонности к коррозионному и водородному растрескиванию в процессе нанесения химических никелевых покрытий — разрушения образцов не происходит.

Для исследования **влияния технологии формирования химических никелевых покрытий Ni-P и Ni-B на свойства высокопрочной стали 30ХГСН2А** на образцы наносили покрытия по следующей технологической схеме: обезжиривание в фосфатно-щелочном растворе → промывка в проточной воде → активация в растворе соляной кислоты с уротропином → промывка в проточной воде → нанесение покрытия Ni-P (Ni-B) → промывка в проточной воде → отжиг.

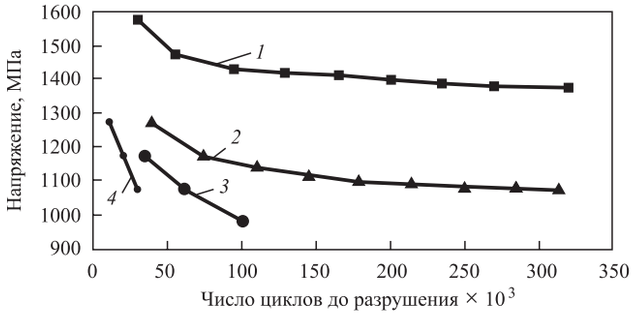
Испытания показали, что химическое никелевое покрытие Ni-B при напряжении 1176 МПа разрушилось при $77 \cdot 10^3$ циклов, стандартное хромовое покрытие при этом же напряжении разрушилось при $34{,}5 \cdot 10^3$ циклов, а покрытие Ni-P разрушилось при $20{,}3 \cdot 10^3$ циклов. При напряжении 1078 МПа покрытие Ni-B снято с испытаний без разрушения при $315 \cdot 10^3$ циклах, стандартное хромовое покрытие разрушилось при $61 \cdot 10^3$ цикле, Ni-P разрушилось при $30{,}5 \cdot 10^3$ циклов при том же напряжении. Влияние вида химических никелевых покрытий на долговечность стали в сравнении со стандартным хромовым покрытием представлено на рисунке.

Таким образом, технология нанесения химического никелевого покрытия Ni-B оказывает меньшее влияние на усталостные характеристики стали, чем хромовое покрытие и покрытие Ni-P. Это дает возможность применять химическое покрытие никель-бор на деталях, работающих при циклических нагрузках.

Влияние толщины покрытия и предварительного упрочнения поверхности образцов обдувкой корундовым песком на долговечность сталей исследовали на образцах из стали типа 30ХГСА.

Влияние толщины покрытия оценивали на химическом покрытии никель-фосфор при напряжении σ_{max} = 490 МПа. Долговечность образцов с покрытием толщиной 30...40 мкм составляет (87...90) · 10^3 циклов. При толщине 76 мкм долговечность падает до $56 \cdot 10^3$ циклов, т. е. снижается в 1,6 раза.

Если перед нанесением химических никелевых покрытий (Ni-P, Ni-B) стальные образцы подвергнуть поверхностному упрочнению обдувкой корундовым



Влияние вида химических покрытий (Ni-P и Ni-B) на долговечность высокопрочной стали 30ХГСН2А прочностью до 1800 МПа:

1 — без покрытия; *2* — Ni-B; *3* — стандартное хромовое покрытие; *4* — Ni-P

up_0117_01-48.indd 37 22.12.2016 10:38:28

песком, долговечность образцов с покрытиями толщиной 40 мкм в интервале напряжений 780...1070 МПа возрастает более чем в 2 раза для обоих покрытий. Так, для покрытия Ni-P на шлифованной поверхности долговечность (средние значения) при напряжениях 680, 880 и 1080 МПа составляет $25 \cdot 10^3$, $18 \cdot 10^3$ и $9{,}5 \cdot 10^3$ циклов, после пескоструйной обработки — $68 \cdot 10^3$, $42 \cdot 10^3$ и $25 \cdot 10^3$ циклов соответственно. Для покрытия Ni-B на шлифованной поверхности долговечность при напряжениях 780, 880, 980 и 1080 МПа составляет $97 \cdot 10^3$, $80 \cdot 10^3$, $48 \cdot 10^3$ и $28 \cdot 10^3$ циклов, после пескоструйной обработки — $330 \cdot 10^3$, $190 \cdot 10^3$, $123 \cdot 10^3$ и $70 \cdot 10^3$ циклов соответственно. Таким образом, обдувка корундовым песком оказывает положительное влияние на усталостные характеристики стали 30ХГСА с химическими покрытиями Ni-P и Ni-B.

Следует отметить, что при оптимальной толщине химических покрытий Ni-P и Ni-B ~ 40 мкм на шлифованной и обдутой корундом стальной поверхности покрытие Ni-B снижает малоцикловую усталость (МЦУ) стали 30ХГСА примерно в 2 раза меньше, чем покрытие Ni-P.

Из полученных данных можно сделать вывод о том, что технология формирования химических никелевых покрытий оказывает меньшее влияние на усталостные характеристики, чем технология нанесения стандартного хромового покрытия, что дает возможность применять химические никелевые покрытия на деталях из сталей средней прочности, работающих при циклических нагрузках.

Исследования **механических свойств** показали, что покрытия никель-бор и никель-фосфор с пропиткой пленкообразующей суспензией ВФП-5 и без нее не ухудшают стандартных механических свойств. Так, предел прочности высокопрочной стали 30ХГСН2А после нанесения химических никелевых покрытий снижается на 5 и 3 % соответственно. Относительное сужение образцов после пескоструйной обработки без покрытия составляет 53,6 %, образцов с покрытиями никель-бор и никель-фосфор с пропиткой и без нее — 56 и 53 % соответственно. Результаты испытаний приведены в табл. 2.

На основании полученных данных можно сделать вывод о том, что технология нанесения химических никелевых покрытий не приводит к ухудшению стандартных механических свойств высокопрочной стали 30ХГСН2А.

Поскольку процессы нанесения химических никелевых покрытий сопровождаются выделением водорода, что оказывает неблагоприятное воздействие на свойства высокопрочной стали, были проведены исследования на склонность к замедленному хрупкому разрушению. Результаты представлены в табл. 3.

Установлено, что при нагрузке $0{,}8\sigma_в^н$ образцы с покрытиями выдержали без разрушения базу испытаний 200 ч, где для покрытий никель-бор и никель-фосфор $\sigma_в^н = 2440$ МПа. Следовательно, технология формирования химических покрытий Ni-P и Ni-B не влияет на склонность к замедленному хрупкому разрушению и применение этих покрытий для высокопрочной стали 30ХГСН2А возможно.

Изучение **склонности к коррозионному растрескиванию** в камере соляного тумана образцов из высокопрочной стали 30ХГСН2А с химическими никелевыми покрытиями Ni-P и Ni-B проводили по ОСТ 1.90211. После нанесения покрытий по полной технологической схеме на образцах создавали напряжения $\sigma_{прил}$, равные $0{,}8\sigma_{0,2}$, $0{,}5\sigma_{0,2}$, $0{,}3\sigma_{0,2}$, где $\sigma_{0,2} = 1370$ МПа (т.е. 1098, 686, 412 МПа). Число испытанных образцов — пять на каждое значение приложенного напряжения $\sigma_{прил}$. Критерием оценки являлось появление трещин, видимых невооруженным глазом, при проведении испытаний в камере соляного

Таблица 2

Результаты испытаний на стандартные механические свойства высокопрочной стали 30ХГСН2А

Вид покрытия	$\sigma_{0,2}$*, МПа	$\sigma_в$*, МПа	δ*, %	ψ*, %	Схема технологического процесса
Без покрытия	1396,7	1693,3	12,3	54	Без покрытия → испытание
Без покрытия, пескоструйная обработка	1416,7	1690	12	53,6	Без покрытия → пескоструйная обработка → испытание
Ni-B	1380	1606,7	11,3	56	Без покрытия → пескоструйная обработка → нанесение покрытия (40...42 мкм) → прогрев при 300 °С, 1 ч → испытание
Ni-B + пропитка	1383,3	1606,7	11,8	56	Без покрытия → пескоструйная обработка → нанесение покрытия (40...42 мкм) → прогрев при 300 °С, 1 ч → пропитка ВФП-5 → испытание
Ni-P	1396,7	1653,3	10,3	53	Без покрытия → пескоструйная обработка → нанесение покрытия (40...42 мкм) → прогрев при 300 °С, 1 ч → испытание
Ni-P + пропитка	1390	1640	10,2	53	Без покрытия → пескоструйная обработка → нанесение покрытия (40...42 мкм) → прогрев при 300 °С, 1 ч → пропитка ВФП-5 → испытание

* Среднее из трех значений.

up_0117_01-48.indd 38 22.12.2016 10:38:28

Таблица 3

Результаты испытаний высокопрочной стали 30ХГСН2А на склонность к замедленному хрупкому разрушению

Схема технологического процесса	$\sigma_в^н$, МПа	$\sigma_{прил} = 0{,}8\sigma_в^н$, МПа	S_{min}, мм^2	Приложенная нагрузка *P*, кгс	Стойкость к разрушению, сут, не менее
Без покрытия → пескоструйная обработка → нанесение покрытия Ni-B (40...42 мкм) → прогрев при 300 °С, 1 ч → испытание	2440	1950	12,6	2500	13
Без покрытия → пескоструйная обработка → нанесение покрытия Ni-P (40...42 мкм) → прогрев при 300 °С, 1 ч → испытание	2440	1950	12,6	2500	13
Обозначения: $\sigma_в^н$ — предел прочности образца с концентратором напряжений; S_{min} — площадь минимального концентратора напряжений (надреза).					

тумана. В результате испытаний было установлено, что стойкость покрытий Ni-B и Ni-P составляет не менее 384 ч, независимо от создаваемого напряжения. Они показывают, что образцы из высокопрочной стали 30ХГСН2А с химическими никелевыми покрытиями (Ni-P и Ni-B) не склонны к коррозионному и водородному растрескиванию в камере соляного тумана — разрушение не происходит в течение 384 ч.

Испытания на склонность к коррозионному и водородному растрескиванию в технологических средах и камере соляного тумана показывают возможность применения износостойких химических никелевых покрытий для высокопрочных сталей типа 30ХГСН2А в изделиях авиационной техники.

Выводы

1. Технология нанесения химического никелевого покрытия Ni-B оказывает меньшее влияние на усталостные характеристики высокопрочной стали, чем хромовое покрытие и покрытие Ni-P. Это дает возможность применять химическое покрытие никель-бор на деталях, работающих при циклических нагрузках.

2. Исследования механических свойств показали, что покрытия никель-бор и никель-фосфор с пропиткой пленкообразующей суспензией и без нее не ухудшают стандартных механических свойств высокопрочной стали.

3. Технология формирования химических покрытий Ni-P и Ni-B не влияет на склонность к замедленному хрупкому разрушению и применение этих покрытий для высокопрочной стали 30ХГСН2А возможно.

4. Испытания на склонность к коррозионному и водородному растрескиванию в технологических средах и камере соляного тумана показывают возможность применения износостойких химических никелевых покрытий для высокопрочных сталей типа 30ХГСН2А в изделиях авиационной техники.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н.** Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3—33.

2. **Каблов Е.Н.** Материалы для изделия "Буран" — инновационные решения формирования шестого технологического уклада // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S1. С. 3—9.

3. **Мартенситостареющие** стали — новые перспективные материалы для валов ГТД / Е.С. Маркова, Н.Г. Покровская, А.Б. Шалькевич, В.И. Громов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 81—84.

4. **Елагина О.Ю.** Технологические методы повышения износостойкости деталей машин: Учеб. пособие. М.: Логос, 2009. 488 с.

5. **Иванов Е.В.** Создание износостойких и антифрикционных материалов и покрытий для космического корабля "Буран" // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S1. С. 142—151.

6. **Каблов Е.Н., Мубояджян С.А.** Ионное травление и модифицирование поверхности ответственных деталей машин в вакуумно-дуговой плазме // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2011. № SP2. С. 149—163.

7. **Солодкова Л.Н., Кудрявцев В.Н.** Электролитическое хромирование. М.: Глобус, 2007. 191 с.

8. **Горбунова К.М., Никифорова А.А.** Физико-химические основы процесса химического никелирования. М., АН СССР, 1960. 448 с.

9. **Вансовская К.М.** Металлические покрытия, нанесенные химическим способом. Л.: Машиностроение, 1985. 103 с.

10. **Галактионова Н.А.** Водород в металлах. М.: Металлургия, 1967. 304 с.

up_0117_01-48.indd 39 22.12.2016 10:38:29

УДК 621.785.539

Т.В. Емельянова *(АО "МК ОРМЕТО-ЮУМЗ", г. Орск),*
В.И. Грызунов, Е.Ю. Приймак, Н.В. Фирсова *(Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) Оренбургского государственного университета)*
E-mail: tatyana.emelyanova.90@mail.ru

Упрочнение поверхностных слоев штамповых сталей борированием

Исследовано влияние различных параметров процесса борирования на структуру и свойства поверхностных слоев штамповых сталей. Установлено, что глубина боридного слоя, его микротвердость и износостойкость зависят от продолжительности насыщения в борсодержащей среде.
Ключевые слова: *борирование, температура, сталь, слой, микротвердость, износостойкость.*

The in fluence of various parameters of borating process on the structure and properties of the surface layers of die steels are studied. It is found that the depth of boride layer, its microhardness, wear resistance depends on the saturation duration boron environment.
Keywords: *borating, temperature, steel, layer, microhardness, wear resistance.*

Введение

Задача повышения работоспособности штампового инструмента, несмотря на многочисленные исследования и многолетние поиски, до настоящего времени не имеет оптимального решения.

К настоящему времени разработано много марок штамповых сталей, в том числе высоколегированных, однако коренным образом решить проблему повышения стойкости штампового инструмента не удается.

Поверхностное упрочнение штампов таким способом химико-термической обработки, как борирование, отличается особой эффективностью, поэтому работы в этой области являются весьма актуальными [1—4].

Материалы и методики исследования

Для исследования изготовили образцы из сталей 5ХНМ и 4Х5МФС по ГОСТ 5950–2000.

Борирование проводили в смеси, состоящей из 36 % глинозема (Al_2O_3), 4 % хлористого аммония (NH_4Cl) и 60 % карбида бора (B_4C). Насыщающую смесь можно было использовать многократно (10...12 раз) без существенного корректирования ее состава.

Процесс осуществлялся в герметичном металлическом контейнере. На дно контейнера из жаростойкой стали насыпали слой строганого парафина, на него — слой борсодержащего порошка (толщиной 10...20 мм) и укладывали ряд деталей. Их засыпали борсодержащим порошком (толщиной 15...20 мм). Сверху укладывали асбестовый лист, засыпали слоем (5...10 мм) речного песка, и затем контейнер герметично закрывали крышкой. Контейнер помещали в печь с заданной температурой. При нагреве пары парафина вытесняли из контейнера воздух. По мере дельнейшего повышения температуры герметик плавился, образуя жидкий затвор.

Борирование проводили при температурах от 900 до 1150 °С с шагом 50 °С. Время выдержки 2, 4 и 6 ч. Охлаждение осуществляли на воздухе.

Микрошлифы образцов приготавливали на специальных шлифовально-полировальных станках по обычной методике.

Микроструктуру изучали с помощью оптического металлографического микроскопа AXIOJZEISSE и электронного микроскопа JEOL JSM-6460LV с приставкой энергодисперсионного анализатора INCA energy. Травление шлифов осуществляли 4%-ным раствором азотной кислоты. Микротвердость металла измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 1 Н. Износ определяли методом трения образца по абразивному кругу, время испытания каждого образца — 5 мин.

Результаты исследования и их обсуждение

Формирование борированного слоя на поверхности сталей связано с химическими реакциями, происходящими в борсодержащем порошке и обеспечивающими появление активированных атомов бора.

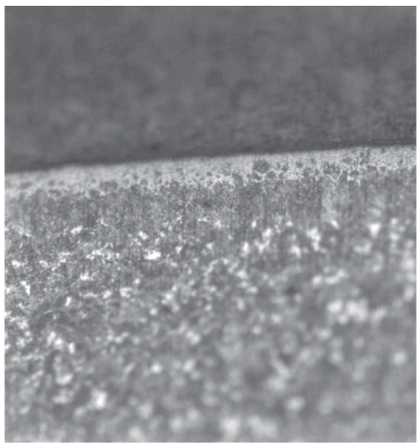
Теоретически борирование железа возможно начиная с температуры 870...890 °С. При этом согласно диаграмме состояния Fe—B [1] образуются соединения моноборид железа FeB и гемиборид железа Fe_2B, являющиеся устойчивыми вплоть до комнатной температуры. В интервале температур 1150...1250 °С образуется соединение Fe_3B, которое при охлаждении ниже температуры 1150 °С со скоростью ниже 600 °С/с распадается на железо, твердый раствор бора в железе и частично гемиборид железа. В случае охлаждения со скоростью 600 °С/с и выше соединение Fe_3B стабилизируется и частично существует даже при комнатной температуре.

Согласно диаграмме железо—бор температурный интервал борирования состовляет от 870 до 1177 °С. При

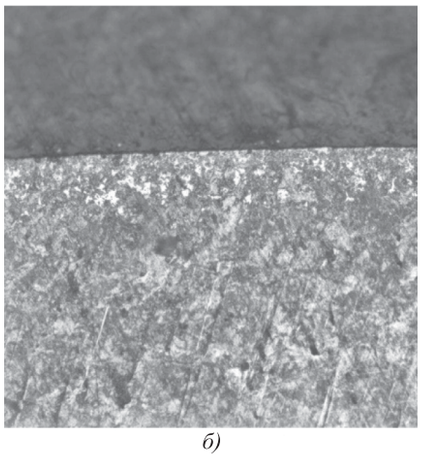
up_0117_01-48.indd 40 22.12.2016 10:38:29

температуре 1177 °С (концентрация бора около 17 %) образуется легкоплавкая эвтектика, что способствует оплавлению насыщаемой детали и в результате — ее браку.

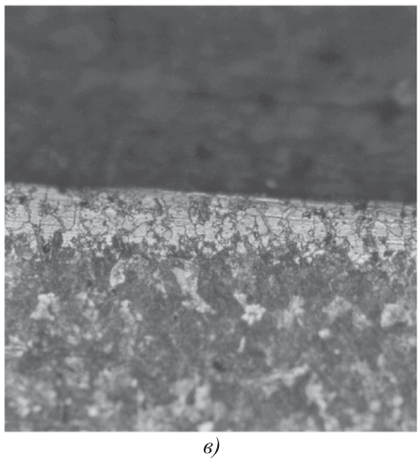
Полученные микроструктуры (рис. 1, 2) свидетельствуют о том, что диффузионные слои исследуемых сталей 4Х5МФС и 5ХНМ практически лишены игольчатого строения, характерного для низколегированных сталей на основе железа. Вполне вероятно, что наличие молибдена и хрома в сталях в виде различных карбидов способствует торможению продольного роста боридного слоя, утолщению и округлению игл боридной фазы. Эти элементы в



а)

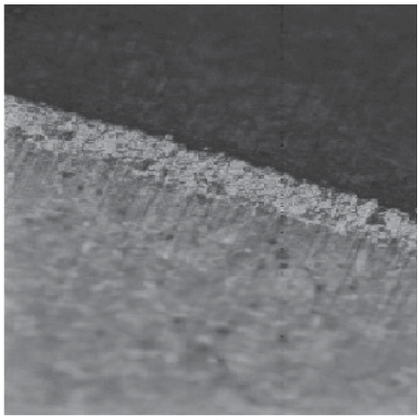


б)

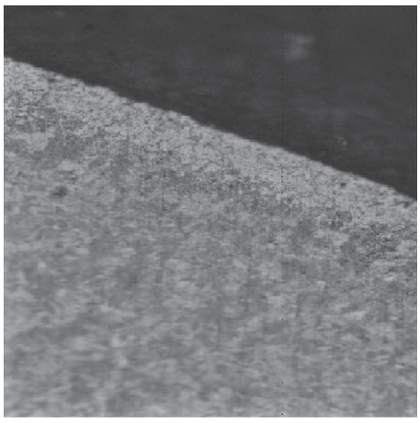


в)

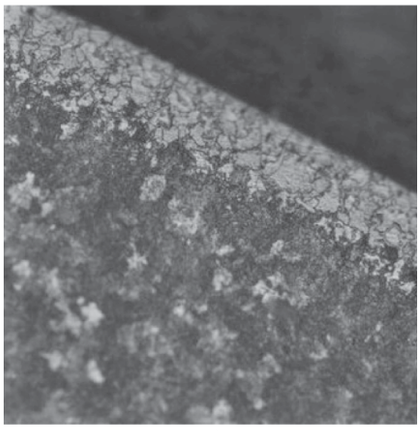
Рис. 1. Микроструктура упрочненного слоя, образовавшегося на стали 4Х5МФС после борирования при 950 °С с продолжительностью насыщения:
а — 2 ч; *б* — 4 ч; *в* — 6 ч



а)



б)



в)

Рис. 2. Микроструктура упрочненного слоя, образовавшегося на стали 5ХНМ после борирования при 950 °С с продолжительностью насыщения:
а — 2 ч; *б* — 4 ч; *в* — 6 ч

up_0117_01-48.indd 41 22.12.2016 10:38:30

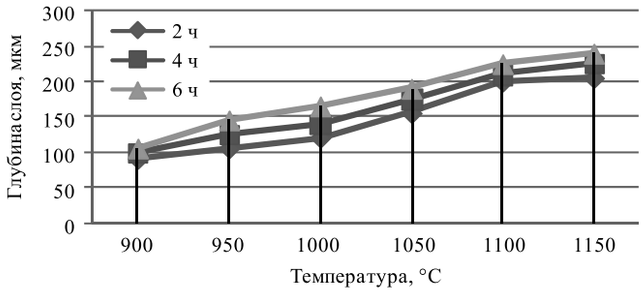


Рис. 3. Зависимость глубины упрочненного слоя стали 4Х5МФС от температуры и продолжительности насыщения при борировании

сталях не образуют собственных боридов, а легируют бориды железа. В зависимости от характера взаимодействия с боридами железа происходит их перераспределение в процессе формирования борированного слоя.

Изучено влияние температуры и продолжительности насыщения на упрочнение поверхностных слоев легированных бором сталей. На рис. 3 и 4 видно, что глубина упрочненного слоя для обеих сталей возрастает с увеличением времени выдержки.

В результате насыщения низколегированной стали при высоких температурах формируются диффузионные слои глубиной до 280 мкм. Однако получение таких развитых слоев не всегда целесообразно, поскольку сопротивление их скалыванию, особенно у острых кромок, значительно уменьшается. Молекулярный размер образующегося борида железа больше атомного объема металла в 1,17 раза. Так как поверхность стремится расшириться, а сердцевина этому мешает, борированный слой испытывает напряжения сжатия, а нижележащие слои — напряжения растяжения. Присутствие под тонким твердым слоем боридов мягкой сердцевины содействует выкрашиванию этого слоя под воздействием незначительных местных нагрузок.

Кроме того, длительный нагрев углеродистых и полутеплостойких штамповых сталей в условиях высокотемпературного диффузионного насыщения неблагоприятно сказывается и на структуре основного металла. Результатом является рост зерна сердцевины детали, приводящий к снижению физических и механических свойств. Таким образом, оптимальными температурами борирования следует считать 900...950 °С.

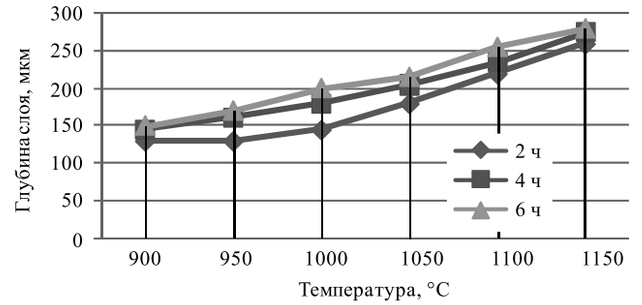


Рис. 4. Зависимость глубины упрочненного слоя стали 5ХНМ от температуры и продолжительности насыщения при борировании

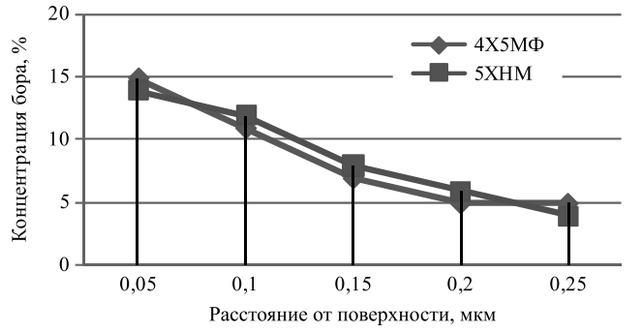


Рис. 5. Распределение массовой доли бора по сечению образца. Температура борирования 950 °С; выдержка 4 ч

Можно отметить, что глубина борированного слоя и переходной зоны стали 5ХНМ заметно больше, чем у стали 4Х5МФС. Данное обстоятельство можно объяснить большим содержанием хрома и молибдена в стали 4Х5МФС, а также наличием в составе ванадия. Указанные легирующие элементы замедляют диффузию атомов бора.

Следующий этап исследования — определение концентрации бора в штамповых сталях после борирования. Его результаты представлены на рис. 5. Видно, что по мере удаления от поверхности к сердцевине образца содержание бора снижается.

На рис. 6 показано распределение микротвердости на различном расстоянии от поверхности образца после борирования. Характер распределения микротвердости в исследуемых сталях примерно одинаков: по мере удаления от поверхности происходит относительно плавное снижение твердости упрочненного слоя. Однако твердость стали 4Х5МФС несколько выше при меньшей протяженности диффузионной зоны. Данное обстоятельство обусловлено большим содержанием активных карбидообразующих элементов (Cr, Mo), способствующих повышению поверхностной твердости вследствие образования мелкодисперсных частиц карбидов.

Одним из важнейших эксплуатационных свойств

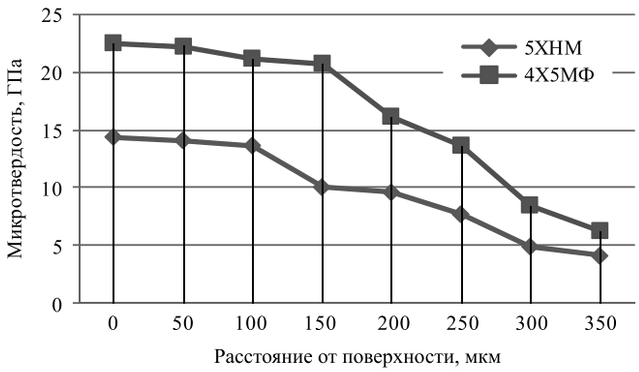


Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя штамповых сталей после борирования при температуре 950 °С; выдержка 4 ч

up_0117_01-48.indd 42 22.12.2016 10:38:30

Таблица 2

Результаты испытания образцов на износ после борирования

Марка стали	Состояние образца	Температура борирования, °С	Масса образца, г		Высота образца, мм		Δm, г	Δh, мм
			До испытания	После испытания	До испытания	После испытания		
5ХНМ	Исходное	—	17,920	11,915	13,2	11,1	6,005	2,1
	После борирования	900	17,261	16,626	12,39	12,25	0,635	0,14
		950	19,485	19,056	12,67	12,62	0,429	0,5
		1000	14,386	14,095	12,95	12,5	0,291	0,45
		1050	18,150	17,806	12,4	12,31	0,344	0,9
		1100	17,780	17,547	12,39	12,34	0,233	0,5
		1150	19,696	19,434	13	12,68	0,262	0,32
4Х5МФС	Исходное	—	16,212	9,592	12,95	9,8	6,62	3,15
4Х5МФС	После борировани	900	16,746	16,282	12,25	12,10	0,464	0,15
		950	13,591	13,021	12	11,8	0,570	0,2
		1000	17,013	16,328	12,57	12,23	0,685	0,34
		1050	16,483	15,711	12,52	11,82	0,772	0,7
		1100	17,418	16,664	12,4	12,32	0,754	0,8
		1150	16,748	16,365	12,35	12,23	0,383	0,12

штамповых сталей является износостойкость. Из табл. 2 видно, что износ образцов, подвергнутых борированию, значительно меньше износа образцов в исходном состоянии.

При обычных методах борирования сталь находится довольно длительное время (от 2 до 6 ч) при температурах, превышающих Ac_3 и приближающихся к точке начала интенсивного роста зерна $T_{н.ир}$, лежащей в зависимости от класса стали в температурном интервале от 900 до 1160 °С. Если учесть, что для повышения свойств борированного слоя процесс насыщения стараются вести при возможно более высоких температурах и в течение возможно длительного времени, неизбежен рост зерна, в некоторых случаях довольно значительный, что, в свою очередь, снижает такие механические свойства, как пластичность и вязкость, а в некоторых случаях приводит к невозможности использования данного способа химико-термической обработки.

На этом фоне наиболее подходящим по сравнению с обычным методом насыщения является термоциклическое борирование. При термоциклической обработке (ТЦО) материал претерпевает множественные фазовые превращения, что позволяет сохранить исходный размер зерна, а чаще — уменьшить его.

Влияние циклических нагрева и охлаждения при борировании на структуру и свойства штамповых сталей

Для выявления эффективности применения циклического теплового воздействия в процессе борирования провели серию испытаний на штамповой стали 5ХНМ. Обработку проводили по режимам, представленным в табл. 3. Результаты обработки по этим режимам представлены в табл. 4. Наиболее рациональным режимом термоциклического борирования является режим № 7, при котором минимальная температура в цикле составляет 740 °С; время выдержки при максимальной температуре — 50 мин; время выдержки при минимальной температуре — 15 мин; число циклов — 3.

Таблица 3

Режимы химико-термической обработки

Номер режима	Минимальная температура в цикле, °С	Время выдержки, мин		Число циклов
		при максимальной температуре	при минимальной температуре	
1	740	30	5	5
2	700	50	5	5
3	740	50	5	3
4	700	30	5	3
5	740	30	15	5
6	700	30	15	5
7	740	50	15	3
8	700	50	15	3
9	720	40	10	4
Примечание. Максимальная температура в цикле 950 °С.				

ТЦО формирует неравновесную структуру, насыщенную дефектами кристаллического строения, и развитые межзеренные границы, что упрощает процессы диффузии и адсорбции. При термоциклировании происходят многократные фазовые превращения, что

up_0117_01-48.indd 43 22.12.2016 10:38:30

приводит к повышению плотности дислокаций и концентрации вакансий. Все это способствует интенсификации диффузионного процесса насыщения стали и увеличению толщины боридного слоя.

Таблица 4

Влияние термоциклирования при борировании на глубину и микротвердость диффузионного слоя

Номер режима (см. табл. 3)	Средняя глубина упрочненного слоя, мкм	Средняя микротвердость упрочненного слоя, МПа
1	180	14 800
2	148	13 130
3	185	12 200
4	162	17 330
5	205	16 150
6	195	15 200
7	210	18 400
8	185	15 850
9	195	14 050

Для сравнения провели борирование традиционным способом (изотермическое) при температуре 950 °С в течение 3 ч. Борирование образцов проводили в той же насыщающей среде, что и термоциклическое. Глубина упрочненного слоя, полученного традиционным способом, составила 135 мкм, микротвердость — 11 200 МПа.

На рис. 7 показано распределение микротвердости по расстоянию от поверхности образца после термоциклического борирования. Построение графика проводили с использованием программы для анализа и визуализации научных и статистических данных SigmaPlot.

Полученные данные свидетельствуют о том, что термоциклирование при борировании способствует увеличению толщины диффузионного слоя более чем в 1,5 раза. Анализ микроструктуры показывает, что ТЦО способствовала не только повышению глубины этого слоя, но и повышению его качества (меньшее количество пор, включений и разрывов в слое), что можно объяснить увеличением интенсивности диффузии бора и перераспределением примесей в процессе полиморфного превращения. Значения микротвердости на образцах после термоциклирования значительно выше, чем образцов без циклического теплового воздействия.

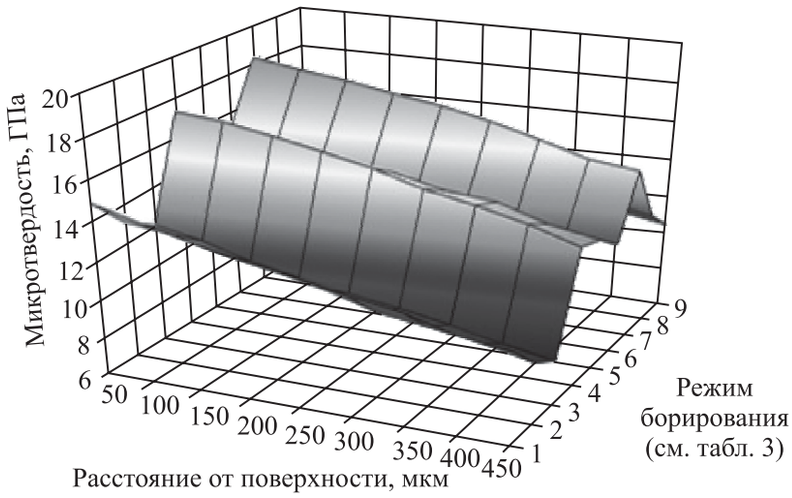


Рис. 7. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя штамповой стали 5ХНМ после химико-термоциклической обработки

Выводы

1. При борировании в сталях 4Х5МФС и 5ХНМ формируются диффузионные слои глубиной до 240 и 280 мкм соответственно.

2. Концентрация бора уменьшается по мере приближения к сердцевине образцов.

3. По мере удаления от поверхности образца происходит относительно плавное снижение твердости упрочненного слоя. В случае стали 4Х5МФС она несколько выше при меньшей протяженности диффузионной зоны.

4. Износ образцов, подвергнутых борированию, в десятки раз меньше износа образцов в исходном состоянии.

5. Термоциклирование при борировании способствует увеличению толщины диффузионного слоя более чем в 1,5 раза, повышению его качества и микротвердости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Химико-термическая** обработка металлов и сплавов / Г.В. Борисенок, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. М.: Металлургия, 1981. 424 с.

2. **Новый** способ диффузионного термоциклического упрочнения поверхностей железоуглеродистых сплавов / А.М. Гурьев, Б.Д. Лыгденов, С.Г. Иванов и др. // Ползуновский альманах. № 3. 2008. С. 10—16.

3. **Малькова Н.Ю., Гурьев А.М., Злобин А.М.** Выбор оптимальных режимов диффузионного борирования стали 20ХЛ // Ползуновский альманах. № 3. 2008. С. 223—225.

4. **Kulka M., Pertek A., Klimek L.** The influence of carbon content in the borided Fe-alloys on the micro-structure of iron borides // Materials Characterization. 2006. Т. 56. № 3. С. 232—240.

up_0117_01-48.indd 44 22.12.2016 10:38:31

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2016 г.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Балдаев Л.Х., Хамицев Б.Г., Балдаев С.Л., Прокофьев М.В. Зависимость полиморфных превращений Al_2O_3 при детонационном напылении от технологических параметров процесса ..... № 12

Быбин А.А., Невьянцева Р.Р. Изучение влияния эксплуатационной наработки на состояние защитного покрытия во внутренней полости рабочих лопаток турбины облегченной конструкции ..... № 11

Гаврилова В.С., Воронов С.А. Методика выбора материалов покрытий поверхностей трения аксиально-поршневых гидромашин..... № 6

Гадалов В.Н., Филонович А.В., Ворначева И.В., Ковалев СВ., Рощупкин В.М., Тригуб В.Б. Тонкая структура и долговечность монокристаллов алюминия при ультразвуковом воздействии..... № 8

Галкин В.В. Исследование структуры и повреждаемости листового титанового сплава ОТ4-1 в условиях вязкого разрушения и жестких схем напряженного состояния ..... № 12

Гурьянов Г.Н. Прирост осевого напряжения и степень снижения радиальной нагрузки на волоку от действия противонатяжения при разных моделях упрочнения проволоки ..... № 6

Илюшкин М.В., Филимонов В.И. Контактные давления между формующими роликами и заготовкой с покрытием при профилировании..... № 4

Кременский И.Г. Современные технологии восстановления поверхностного слоя деталей..... № 10

Литвак Ю.Н., Панфилов Ю.В. Применение упрочняющих покрытий для повышения точности микроразмерного сверления печатных плат ..... № 1

Мельникова И.П., Лясникова А.В., Мальцева С.В. Повышение эксплуатационных характеристик пористых плазмонапыленных керамических покрытий путем их импрегнирования наноструктурным материалом.....№ 1

Микаева С.А., Микаева А.С., Бойчук М.И. Защитное покрытие в разрядных источниках излучения ..... № 2

Мокрицкий Б.Я., Верещака А.А., Белых С.В., Мокрицкапя Е.Б. Упрочнение сложносоставными покрытиями режущих пластин для обработки коррозионно-стойкой стали 09Х17Н7Ю. ..... № 5

Радкевич М.М., Кудрявцев В.Н. Исследование адгезионной прочности полимерных дисперсно-наполненных защитных покрытий ..... № 7

Сасарин А.М., Крючков С.А., Шевцов М.А., Митюкова Э.Н Получение многослойных градиентных термобарьерных покрытий лопаток ГТД и исследование физико-химических процессов, протекающих в их структуре при при высокотемпературном воздействии..... № 4

Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С., Рыжова М.Ю., Пахомова С.А. Износостойкость теплостойкой стали после вакуумной цементации ..... № 7

Табаков В.П., Чихранов А.В., Кривов Ю.Г. Влияние температуры конденсации на механические свойства износостойких покрытий и интенсивность износа режущего инструмента ..... № 1

Шустер Л.Ш., Мамлеев Раф.Ф., Мамлеев Руст.Ф., Камалетдинова Р.Р. Влияние износостойких покрытий на триботехнические характеристики керамико-металлических материалов ..... № 2

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Бабичев А.П., Твердуха А.О., Пастухов Ф.А. Виброволновая стабилизирующая обработка деталей из алюминиевых сплавов..... № 3

Зайдес С.А., Нго Као Кыонг. Оценка напряженного состояния при стесненных условиях локального нагружения ..... № 10

Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан. Повышение жесткости длинномерных валов охватывающим пластическим деформированием ..... № 2

Зайдес С.А., Фам Дак Фыонг. Оценка качества цилиндрических деталей после поперечной обкатки плоскими плитами ..... № 7

Зайдес С.А., Фам Дак Фыонг. Поверхностное пластическое деформирование поперечной обкаткой плоскими плитами ..... № 5

Кокорин В.Н., Филимонов В.И., Молгачёв А.А., Кокорин А.В., Евстигнеев А.А., Зиннатов Б.Р. Исследования деформационного упрочнения металлической матрицы-основы массива прессовки гетерофазной механической смеси при прессовании в конической матрице..... № 1

Лебедев В.А., Кочубей А.А., Чаава М.М., Чумак И.В. Оценка производительности упрочняющей обработки свободнодвижущимися инденторами, в условиях вращающегося электромагнитного поля. ..... № 7

Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Белый А.Н., Дема Р.Р., Кадошников В.И., Нефедьев С.П., Харченко М.В. Адгезионная прочность покрытий, сформированных деформационным плакированием гибким инструментом..... № 6

Рахимянов Х.М., Семенова Ю.С. Взаимосвязь кинематических и деформационных параметров ультразвукового пластического деформирования

up_0117_01-48.indd 45 22.12.2016 10:38:31

с геометрическими параметрами формируемого микрорельефа ..... № 2

Серга Г.В., Лебедев В.А., Белокур К.А., Яковлев Д.Я. Повышение производительности технологических систем отделочно-зачистной и упрочняющей обработки деталей на основе винтовых роторов ....№ 4

Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Казаков Д.В., Исаев А.Г. Проектирование технологических процессов центробежно-ротационной обработки с учетом обеспечения их надежности ..... № 8

Филимонов С.В., Кокорина И.В., Филимонов В.И. Предварительное деформационное упрочнение заготовок при формовке гнутых профилей в роликах методом интенсивного деформирования ..... № 6

Шин И.Г., Назаров С.Р., Сапаев У.А. Комплексная оценка работоспособности твердосплавных режущих пластин с покрытием из нитрида титана ..... № 10

Шин И.Г., Назаров С.Р., Сапаев У.А. Расчет технологических остаточных напряжений по кривой деформирования обрабатываемого материала ..... № 6

Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю., Климочкин К.О. Повышение эффективности комбинированной охватывающей обработки ..... № 5

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Фалалеев Н.С. Свойства алюминий-цинкового покрытия, нанесенного газодинамическим напылением ..... № 6

Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Фалалеев Н.С. Свойства двухкомпонентного покрытия, нанесенного газодинамическим напылением ..... № 8

Бажин П.М., Столин П.А., Столин А.М., Аверичев А.О. Особенности микроструктуры наплавленного слоя, полученного СВС-электродами на основе Ti—Al—C ..... № 1

Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 2) ..... № 1

Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 3) ..... № 2

Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А., Сосновский И.А. Центробежная наплавка антифрикционных покрытий с наноразмерными наполнителями ..... № 12

Беляев Е.С., Павлов С.И., Свиденко Е.В. Повышение износостойкости режущего инструмента с пластинами из твердого сплава Т15К6 ..... № 3

Бердников Ант. А., Филиппов М.А., Бердников А.А., Хадыев М.С., Гаранов Н.Е. Фазовый состав, структура и упрочнение стали У10 при плазменной поверхностной закалке ..... № 2

Бирюков В.П., Фишков А.А., Татаркин Д.Ю., Хриптович Е.В., Быковский Д.П., Петровский В.Н. Повышение ресурса работы деталей машин по критерию абразивной износостойкости лазерной наплавкой ..... № 11

Бровер А.В., Бровер Г.И., Болдырева Л.Д. Прогнозирование структуры и свойств облученных лазером сталей методом мультифрактальной параметризации ..... № 3

Васильев Д.Д., Моисеев К.М. Особенности формирования диоксида кремния реактивным высокочастотным магнетронным распылением на установке ВУП-11М ..... № 4

Верхотуров А.Д., Панин Е.С., Андрианова Н.С. Создание на основе концентратов и отходов горно-рудного производства композиционных материалов для электроискрового легирования металлических поверхностей ..... № 8

Гаврилов Н.В., Емлин Д.Р., Третников П.В., Измайлова Н.Ф., Насыров В.Ф., Уткин А.Ю. Опыт эксплуатации источника мощного (5 кВт) ионного пучка с большим поперечным сечением..... № 11

Гадалов В.Н., Винокуров О.В., Бредихина О.А., Скрипкина Ю.В., Шеставина С.В. Исследование кинетики процесса формирования локальным электроискровым нанесением покрытия, его структуры и фазового состава на спеченном сплаве ОТ4, полученном из отходов металлообработки ..... № 3

Гадалов В.Н., Ковалев С.В., Абакумов А.В., Тураева О.А., Романенко Е.Ф. Повышение работоспособности и надежности цилиндрической втулки локомотивного дизеля нанесением аморфизированных газотермических и электроакустических покрытий Fe—Cr—P—C ..... № 4

Ким В.А., Катунцева Н.Л. Упрочнение коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т лазерной цементацией ..... № 9

Кузнецов И.С. Расчетная оценка сопротивления искрового канала при электроискровой обработке..... № 8

Кузьмин С.Д., Тарасова Т.В., Белашова И.С., Алехин А.П., Белоконь Т.Д. Влияние степени дискретной лазерной обработки на износостойкость сталей и сплавов ..... № 9

Лебедев В.А., Драган С.В., Козырко О.А., Новиков С.В. Выбор параметров управляемых колебаний изделия для структуризации наплавленного металла при механизированных дуговых процессах..... № 12

Лебедев В.А., Драган С.В., Симутенков И.В. Влияние высокочастотных колебаний электродной проволоки при автоматической наплавке под флюсом на свойства наплавленного слоя ..... № 5

Лебедев В.А., Максимов С.Ю., Лендел И.В., Козырко О.А. Трибологические свойства металла, наплавленного с использованием управляемой импульсной подачи электродной проволоки ..... № 3

Макиенко В.М., Романов И.О., Баранов Е.М., Перваков Д.Г., Соколов П.В. Исследование влияния трехфазной косвенной дуги на формирование легированного покрытия ..... № 5

Макиенко В.М., Соколов П.В., Романов И.О., Перваков Д.Г., Панкин В.Н. Разработка наплавочных порошковых проволок на основе концентратов и отходов горно-рудного производства Дальневосточного региона ..... № 12

Панфилов Ю.В., Нестеров С.Б., Симакин С.Б., Яковлев М.Э. Применение ионно-плазменных

up_0117_01-48.indd 46 22.12.2016 10:38:32

методов для формирования гладких оптических поверхностей ..... № 10

Полещенко К.Н., Худякова О.Д. Формирование коррозионно-стойких композиций в поверхностных слоях гетерофазных сплавов при комбинированной ионно-лучевой обработке ..... № 8

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 ..... № 7

Романов Р.И., Фоминский Д.В., Мацнев Н.П., Посеренин С.П. Получение и исследование трибологических свойств твердосмазочных покрытий, содержащих шарообразные наночастицы металла ..... № 1

Самотугин С.С., Гагарин В.А., Самотугина Ю.С. Технологические системы плазменного градиентного упрочнения деталей ..... № 9

Самотугин С.С., Лавриненко В.И., Кудинова Е.В., Самотугина Ю.С. Свойства и работоспособность инструментальных твердых сплавов после плазменного поверхностного модифицирования ..... № 5

Сафонов Е.Н., Пыстогов А.А. Плазменная закалка деталей малой массы ..... № 7

Сахвадзе Г.Ж., Пугачёв М.С., Киквидзе О.Г. Особенности упрочнения материалов лазерно-ударно-волновой обработкой ..... № 9

Смыслов А.М., Быбин А.А., Даутов С.С. Влияние методов защиты поверхности интерметаллидного сплава системы Ti—Al на его коррозионную стойкость при высоких температурах ..... № 4

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 ..... № 7

Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г., Борисова М.З. Технологические режимы нанесения и поверхность трения покрытий, полученных электродуговой металлизацией ..... № 7

Ульяницкий В.Ю., Батраев И.С., Штерцер А.А. Восстановление трибоузлов детонационным напылением ..... № 10

Учеваткина Н.В., Овчинников В.В., Жданович О.А., Сбитнев А.Г. Комбинированная технология повышения износостойкости деталей из титанового сплава ВТ6 на основе ионной имплантации ..... № 6

Фоменко Л.А., Соколова Т.Н., Сурменко Е.Л., Родионов И.В. Лазерно-электрохимическая реставрация защитных покрытий тонкопленочных гибридных интегральных схем ..... № 12

Югов В.И., Афанасьева Л.Е., Новоселова М.В. Особенности формирования структуры и микрогеометрии поверхности лазерных наплавок с использованием многоканального CO_2-лазера ..... № 11

Юрьев Ю.Н., Кривобоков В.П., Зайцев Д.А., Сиделёв Д.В., Никитенков Н.Н. Осаждение антифрикционных покрытий в плазме магнетронного разряда ..... № 4

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Богодухов С.И., Гарипов В.С., Свиденко Е.В. Анализ механических свойств твердых сплавов после упрочняющей обработки ..... № 5

Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В. Влияние химико-термической обработки на износостойкость спеченных твердых сплавов ..... № 3

Веселовский А.А. Управление толщиной термодиффузионных ванадиевых, хромовых и марганцевых покрытий на высокопрочном чугуне регулировкой внешних параметров насыщения ..... № 10

Гадалов В.Н., Ворначева И.В., Ковалев С.В., Журавлев Г.М., Розина Т.Н. Электролитические боридные покрытия с добавками окислов Cr_2O_3, ZrO_2 и Ta_2O_5 ..... № 10

Ковенский И.М., Малыш С.В. Восстановление изношенных поверхностей с неоднородной структурой электрохимическим хромированием ..... № 12

Оборин А.В., Богданов В.В., Оборин И.А. Ионное азотирование ответственных деталей судового машиностроения в ОАО "Калужский турбинный завод" ..... № 10

Панарин А.В., Семенычев В.В. Пиролитическое хромирование внутренних поверхностей трубчатых образцов ..... № 11

Панков В.П. Исследования комбинированных жаростойких покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей ..... № 3

Панков В.П. Исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации ..... № 5

Рослякова Л.И., Росляков И.Н. Кинетика роста карбидной фазы при цементации хромистых сталей. ..... № 9

Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Корнилов Ю.А. Причины ускорения диффузии при микродуговой цементации ..... № 8

Шестопалова Л.П. Особенности формирования азотированного слоя хромистой стали после предварительного оксидирования ..... № 3

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Антонова Н.М., Бабичев А.П. Исследование антикоррозионных свойств органических полимерных покрытий с порошками алюминия и циркония ..... № 2

Миронов В.Г., Шилов Г.Т., Ильмалиев Ж.Б., Омурбекова К.Р. Оптимизация состава и способа получения нового наплавочного самофлюсующегося порошкового сплава на основе железа с введением лигатуры хром-бор ..... № 3

Мухаметов Р.Р., Ахмадиева К.Р., Деев И.С., Махсидов В.В. Защитное покрытие для волоконно-оптических датчиков ..... № 9

up_0117_01-48.indd 47 22.12.2016 10:38:32

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Еремина А.С. Обеспечение упрочняющего и отделочного эффектов на этапах плазменно-электролитной цементации и ультразвукового пластического деформирования ..... № 11

Комшина А.В., Помельникова А.С., Лясоцкая В.С. Влияние режимов термической обработки и магнитно-импульсного воздействия на структуру и структурно-чувствительные характеристики сплава ВТ23..... № 2

Копылов Ю.Р. Электро-гальвано-механическое нанесение стальных покрытий с послойным упрочнением ..... № 2

Панков В.П. Исследование способов удаления покрытий с лопаток турбин газотурбинных двигателей..... № 11

Федорова Л.В., Федоров С.К., Иванова Ю.С., Сидоренко В.В. Отделочно-упрочняющая электромеханическая обработка стали 8620 ..... № 8

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Афонин С.М. Гармоническая линеаризация характеристик с гистерезисными петлями многослойных пьезоактюаторов нано- и микроперемещений .. № 10

Билоконь С.А. Исследование электрических свойств и восстановление поврежденных участков элементов памяти..... № 10

Гусаров А. В., Седлецкая С. Э., Семенов Э.И. Совершенствование измерителя толщины нанесенного слоя при получении наноструктурированных покрытий на деталях ГТД ..... № 1

Илюшкин М.В., Табаков В.П., Марковцева В.В., Кокорин В.Н., Морозов О.И., Гаврилина Ю.Н. Моделирование процесса интенсивной деформации в роликах с использованием программного пакета Ansys Ls-Dyna ..... № 12

Федорина Е.В., Дьяков И.Ф., Кокорин В.Н. Моделирование технологических процессов раскроя металлопроката в целях минимизации затрат ..... № 4

УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Беликов А.И., Калинин В.Н., Попова М.Г. Исследование нанокомпозитных твердосмазочных покрытий, формируемых методом магнетронного распыления прессованной мишени Ti—Al—MoS_2 ..... № 9

Галиновский А.Л., Моисеев В.А., Проваторов А.С., Осипков А.С., Яковлев Г.И. Разработка ультраструйной технологии получения суспензий с углеродными нанотрубками ..... № 11

Полещенко К.Н., Худякова О.Д. Фреттингостойкость наноструктурных топокомпозитов на титановой основе ..... № 11

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

Айгубова А.Ч., Козлов Г.В., Магомедов Г.М. Фрактальная трактовка механических свойств нанокомпозитов полипропилен/углеродные нановолокна.....№ 8

Ветлужский А.Ю. О локализации излучения в фотонных кристаллах ..... № 8

Еремин И.С., Фоминский Д.В., Соловьев А.А., Посеренин С.П. О влиянии наночастиц на морфологию твердосмазочных $MoSe_x$-покрытий, наносимых импульсным лазерным осаждением ..... № 5

Неволин В.К. Энергия связи субатомов водорода .....№ 6

Родионов И.В., Фомин А.А., Кошуро В.А. Биологическая совместимость микро- и наноструктурных покрытий на основе термического диоксида TiO_2 ..... № 9

Сахаров В.В., Басков П.Б., Ивкина О.В., Мосягина И.В., Фролов Н.Н., Хорозова О.Д., Худин А.С. Низкотемпературная консолидация в термодеструкционных наноразмерных аморфных слоях оксидов циркония и алюминия..... № 6

Тарасевич Ю.Г. Размерная зависимость удельной теплоемкости наноразмерных тел на основе нанотермодинамики Хилла ..... № 7

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Амелина О.Д., Нестеров С.Б. Разработка бесспековой технологии вакуумплотной корундовой керамики марок ВК100-1 и -2 (группы ВК100): расчетно-экспериментальное определение размера частиц порошка минерализатора для изготовления керамической шихты ..... № 3

Михальченков А.М., Орехова Г.В., Ковалёв А.П. Изготовление и восстановление цельнометаллических лемехов с применением термоупрочненных вторичных материалов..... № 9

Мищенко О.В. Изменение толщин зон сгиба полузакрытых профилей при различных схемах формообразования методом интенсивного деформирования..... № 4

Указатель статей, опубликованных в 2015 г. ..... № 1

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 12.11.2016 г. Подписано в печать 19.12.16 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**

up_0117_01-48.indd 48 22.12.2016 10:38:32