ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 6 (54)
ИЮНЬ
2009

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
С.В. СИДОРОВА
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, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Сайфуллин Р.Н., Наталенко В.С. Технологические свойства армированных спеченных лент, полученных методом электропрокатки 3

Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Сергунин Д.С., Сагитов Д.И. Исследование трещиностойкости многослойных покрытий 7

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Поляков А.В. Упрочнение отверстий статико-импульсным дорнованием 14

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Афанасьев К.Н., Гусев А.В., Ильин А.С., Лапин Р.С., Рыжиков И.А. Сравнительный анализ методов повышения влагостойкости селективных поглощающих покрытий солнечных коллекторов 17

Кляхина Н.А. Зависимость адгезионных свойств нитридных пленок от способа их получения 19

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Веселовский А.А., Веселовский Р.А. Особенности формирования диффузионных алюмованадированных слоев на серых чугунах 23

Муравьев В.И., Бахматов П.В., Евстигнеев А.А., Дебеляк А.А. Интенсификация процессов диффузионного легирования металлами и металлоидами поверхностных слоев деталей из конструкционных материалов 28

Росляков И.Н., Колмыков В.И. Низкотемпературное цианирование конструкционных сталей с использованием бесцианистых соляных ванн 39

Сайфуллин Р.Н. Особенности электроконтактной приварки порошка, сформированного на металлической сетке 41

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Девятерикова Н.А. Антикоррозионная защита оборудования от действия агрессивных сред с использованием композитных материалов 45

Коростелёв А.Б., Чумак-Жунь Д.А., Еремеева Ж.В. Легирование рабочих поверхностей порошковых стальных изделий методом многокомпонентного насыщения 48

НОРМАТИВНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ДОКУМЕНТЫ

Материалы лакокрасочные. Метод испытания на быструю деформацию (прочность при ударе). ГОСТ Р 53007–2008 51

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2009**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 6 (54)
June
2009

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
S.V. SIDOROVA
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, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Sayfullin R.N., Natalenko V.S. Technological properties of the reinforced agglomerated bands received by the method of electrolamination 3

Tabakov V.P., Smirnov M.Yu., Tcirkin A.V., Sergunin D.S., Sagitov D.I. Researches of crack resistance of multilayers PVD – coatings 7

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kirichek A.V., Solovyev D.L., Polyakov A.V. Hardening of bores by static-pulse mandrelling 14

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Afanasyev K.N., Iljin A.S., Gusev A.V., Lapin R.S., Ryzhikov I.A. Comparative analysis of the methods to increase humidity tightness of the solar collector's selective absorbing coatings 17

Klyahina N.A. Dependence of adhesive properties of nitride films on the method of their preparation 19

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Veselovsky A.A., Veselovsky R.A. Features of forming of diffusive aluminium and vanadium layers on grey cast-irons 23

Muraviev V.I., Bakhmatov P.V., Evstigneev A.A., Debelyak A.A. Stimulation of processes of constructional materials surface diffusion alloying with metals and metalloids 28

Roslyakov I.N., Kolmykov V.I. Low-temperature cyaniding of structural steels using salt baths without cyanide 39

Sayfullin R.N. Peculiarities of the electro-contact welding of the metallic net basic powder 41

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Devyaterikova N.A. Corrosion-inhibiting protection of the equipment from the activity hostile environment with the use of composite materials 45

Korostelev A.B., Chumak-Gun D.A., Eremeeva G.V. The alloying of the work surfaces of the powder steel goods by the multicomponent cementation method 48

NORMATIVE-TECHNICAL DOCUMENTS

Paint Materials. Rapid deformation (impact resistance) test method. GOST R 53007–2008 51

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2009**

Р.Н. Сайфуллин, В.С. Наталенко
(Башкирский государственный аграрный университет, г. Уфа)

Технологические свойства армированных спеченных лент, полученных методом электропрокатки

Исследованы технологические свойства армированных спеченных лент, полученных методом электроконтактной прокатки, в зависимости от режимов спекания и параметров армирующей сетки. Армирование значительно улучшает прочность и гибкость лент и делает их более технологичными для электроконтактной приварки на цилиндрические детали.
Ключевые слова: *спеченные ленты, восстановление деталей, электроконтактная приварка.*

Technological properties of the reinforced agglomerated bands received by the method of electrolamination depending on the agglomeration modes and the reinforcing net parameters are investigated in the study. Reinforcing significantly improves the band's strength and flexibility and makes them more technological for electrocontact welding to cylindrical components.
Keywords: *agglomerated bands, restoration of components, electrocontact welding.*

Спеченные порошковые ленты обычно применяются в качестве упрочняющих наплавочных материалов и фильтров, менее изученным является вопрос использования данных лент при восстановлении изношенных деталей машин. Проведенные исследования направлены на изучение технологических свойств армированных спеченных лент, применяющихся для восстановления изношенных деталей машин электроконтактной приваркой.

Армированные спеченные ленты изготавливали методом электропрокатки [1] (рис. 1).

Свойства покрытий, полученных электроконтактной приваркой предварительно спеченных армированных порошковых лент, в значительной степени зависят от технологических свойств этих лент. Поскольку основой для получения спеченных лент служит металлический порошок и сетка, то представляется весьма важным правильно подобрать параметры металлической сетки. Также для обеспечения заданных технологических свойств (прочности и гибкости) необходимо правильно подобрать режимы электропрокатки (спекания).

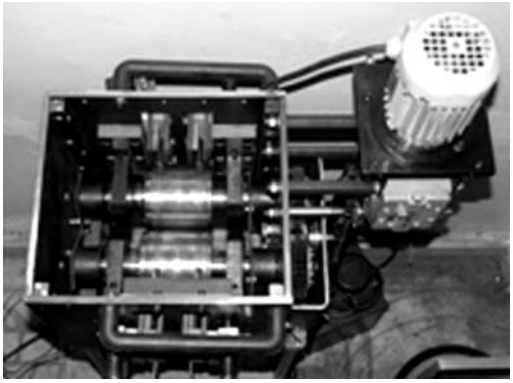


Рис. 1. Установка для изготовления армированных спеченных лент

Технологическими свойствами армированных спеченных лент являются прочность и гибкость. Достаточная прочность необходима для осуществления электроконтактной приварки ленты на детали машин. Гибкость определяет возможность приварки армированных лент на цилиндрические детали.

Для армирования спеченных лент были использованы сетки проволочные тканые с квадратными ячейками ГОСТ 3826–82 четырех видов:

- со стороной ячейки в свету 0,7 мм, диаметр проволоки 0,28 мм;
- со стороной ячейки в свету 1,2 мм, диаметр проволоки 0,4 мм;
- со стороной ячейки в свету 1,8 мм, диаметр проволоки 0,4 мм;
- со стороной ячейки в свету 1,4 мм, диаметр проволоки 0,65 мм.

Материал сеток – низкоуглеродистая сталь марки Ст1кп.

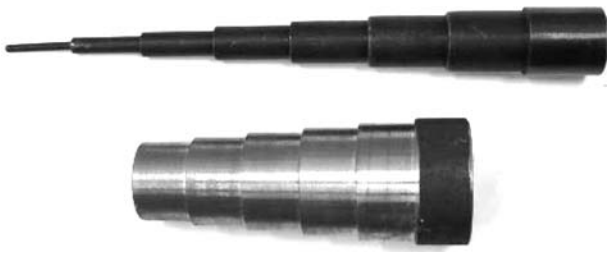


Рис. 2. Ступенчатые валы для определения гибкости спеченных лент

Толщина армированных спеченных лент при экспериментах 0,1...1,55 мм, ширина 1...20 мм.

Технологические свойства определяли на армированных спеченных лентах с порошком ФБХ-6-2. Электропрокатку лент вели на следующих режимах: продолжительность импульса тока составляла 0,06; 0,10; 0,20 с; увеличивали силу сварочного тока для каждой продолжительности импульса тока; продолжительность паузы между импульсами тока оставляли неизменной 0,06 с.

Силу тока при прокатке через валковые электроды определяли с помощью измерителя сварочного тока АСУ-1М. Продолжительность импульса тока и продолжительность пауз определяли по регулятору времени РВИ-501.

Качество спекания порошков с армирующей сеткой и между собой определяли визуально по осыпанию порошка при огибании вокруг цилиндров разного диаметра.

Гибкость определяли при однократном огибании лент вокруг металлических цилиндров различного диаметра: от 5 до 90 мм с шагом 5 мм (рис. 2). За критерий гибкости принимали наименьший диаметр цилиндра, при котором образец разрушался.

Прочность спеченных лент определяли на разрывной машине Р-5. В качестве величины, характеризующей разрывную прочность спеченной ленты, принимали отношение разрывающего усилия к площади поверхности до разрыва.

На рис. 3 показаны зависимости прочности ленты от параметров металлической сетки и режимов электропрокатки. Как видно из приведенных графиков, прочность всех спеченных лент возрастает с увеличением силы тока и продолжительности импульса тока. Например, для графика на рис. 3, *а* при увеличении силы тока при электропрокатке с 6,5 до 8 кА прочность ленты возрастает в среднем на 45...75 %. Для графика на рис. 3, *б* увеличение силы тока с 6,5 до 8 кА повышает прочность армированной спеченной ленты в среднем на 10...20 %. Для графика на рис. 3, *в* увеличение силы тока с 6,5 до 8 кА повышает прочность ленты в среднем на 15...40 %. Для графика на рис. 3, *г* увеличение силы тока 6,2 до 7,7 кА повышает прочность ленты в среднем на 25...30 %. Из этих данных видно, что увеличение силы тока при электропрокатке наиболее интенсивно повышает прочность ленты, армированной сеткой с малым диаметром проволоки (0,28 мм). Это можно объяснить тем, что спеченная лента с данной сеткой, имея небольшую первоначальную прочность, повышает ее за счет лучшего спекания частиц порошка при повышении силы тока. В других же случаях (при использовании сетки с большим диаметром 0,4 и 0,65 мм) спеченные ленты имеют повышенную первоначальную прочность и повышение силы тока не вызывает такого скачка прочности ленты.

Влияние продолжительности импульса тока, как уже было отмечено, также увеличивает прочность армированных спеченных лент. Повышение продолжительности импульса тока на 0,14 с в среднем увеличивает прочность лент на 30...70 %, причем влияние параметров армирующей сетки аналогичное с вышеприведенными суждениями.

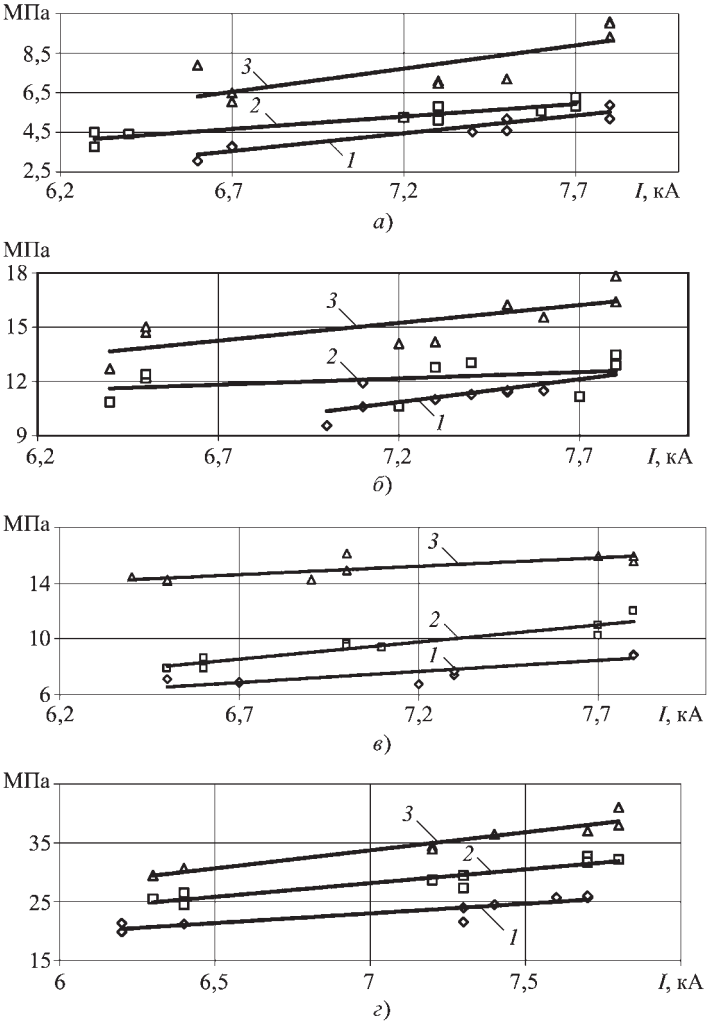


Рис. 3. Зависимость прочности спеченной ленты от режимов спекания при армировании сеткой со стороной ячейки в свету:
а – 0,7 мм, диаметром проволоки 0,28 мм; *б* – 1,2 мм, диаметром проволоки 0,4 мм; *в* – 1,8 мм, диаметром проволоки 0,4 мм; *г* – 1,4 мм, диаметром проволоки 0,65 мм

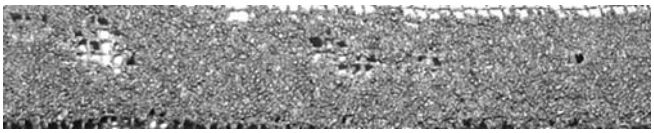


Рис. 4. Образец спеченной ленты с выкрашиванием порошка

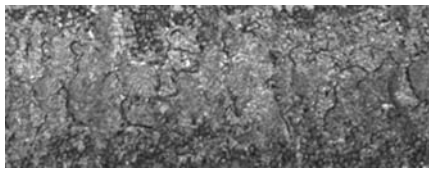


Рис. 5. Оплавленная поверхность армированной спеченной ленты

Как видно по значениям прочности армированных спеченных лент, она значительно ниже прочности проволоки сетки, которая имеет прочность ≈350 МПа [2]. Это можно объяснить тем, что при определении прочности лент используется площадь поперечного сечения всей спеченной ленты, в которой сцепление частиц порошка значительно ниже, чем прочность проволоки сетки. Кроме того, при электропрокатке сетки в массе порошка она теряет свою гибкость, вследствие совместного спекания с частицами порошка и образованием относительно хрупкого материала, который не дает растянуться проволоке в массе спеченного порошка. Также необходимо учитывать, что воздействие высокой температуры на проволоку сетки при спекании оказывает разупрочняющее действие, так как проволока в исходном состоянии наклепанная.

Таким образом, ленты, спеченные при малых значениях силы тока (6,4...6,8 кА) и продолжительности импульса тока (0,06 с), имеют минимальную прочность на разрыв. У данных лент наблюдалось частичное выкрашивание порошка в связи с неудовлетворительным спеканием частиц (рис. 4), вследствие чего ленты оказывались непригодными для дальнейшего использования.

С другой стороны, при увеличении силы тока и продолжительности импульса тока, частицы порошка начинают плавиться (рис. 5) и ленты теряют свою пластичность.

Влияние режимов электропрокатки на гибкость лент противоположное по сравнению с влиянием на прочность. С увеличением силы тока и времени импульса гибкость лент снижается (рис. 6).

Так как гибкость лент определялась методом огибания вокруг цилиндров разного диаметра, то наибольшему диаметру цилиндра, при огибании вокруг которого лента разрушалась, соответствует наименьшая гибкость. Поэтому для лучшего восприятия графиков гибкости на рис. 6 шкала ординат обратная.

Как видно из графиков, для всех видов лент гибкость снижается с повышением силы тока при электропрокатке, что, скорее всего, объясняется уплотнением ленты при повышении температуры в очаге деформации. Повышение уплотнения в свою очередь вызывает меньшую подвижность спеченных частиц друг относительно друга и соответственно меньшую гибкость армированной спеченной ленты. Для всех графиков гибкости повышение силы тока с 6,3 до 7,8 кА снижает гибкость в среднем на 30...60 %.

При исследовании зависимости гибкости от продолжительности импульса тока достоверная разница значений гибкости наблюдается только между временем импульса 0,1 и 0,2 с (рис. 6, *б–г*).

Гибкость лент в зависимости от параметров армирующей сетки также различается. С увеличением диаметра проволоки гибкость лент улучшается, а увеличение стороны ячейки в свету ухудшает гибкость. Это

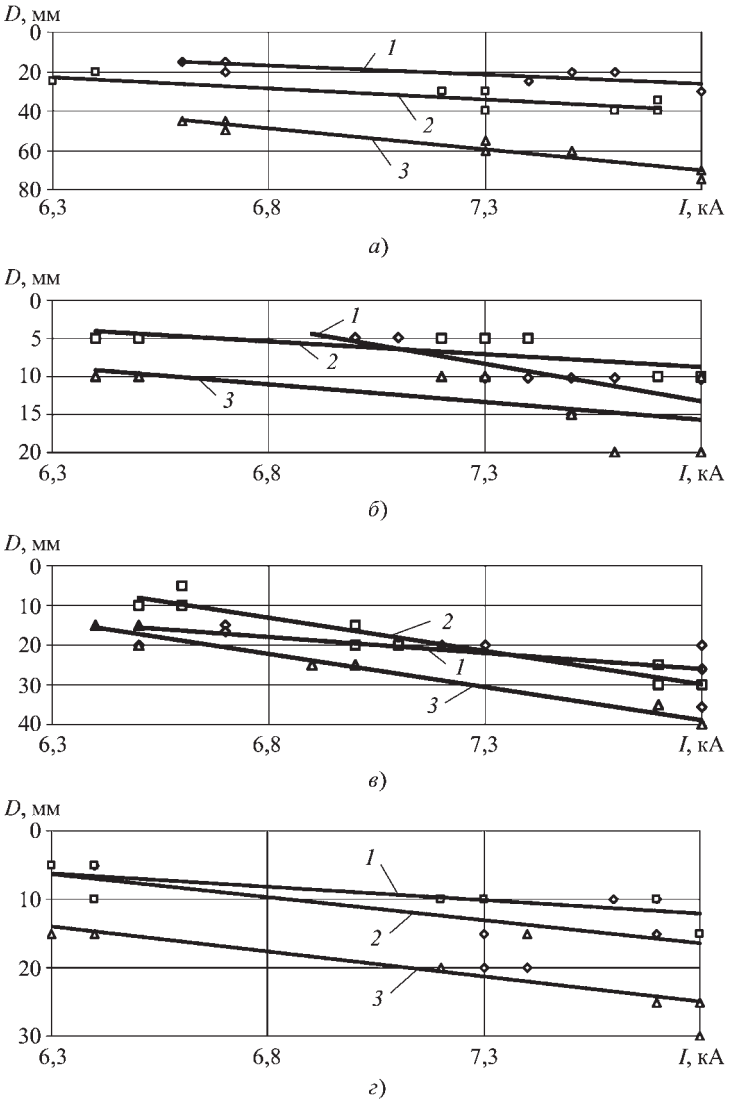


Рис. 6. Зависимость гибкости спеченной ленты от режимов спекания при армировании сеткой (*а–г* – см. рис. 3)

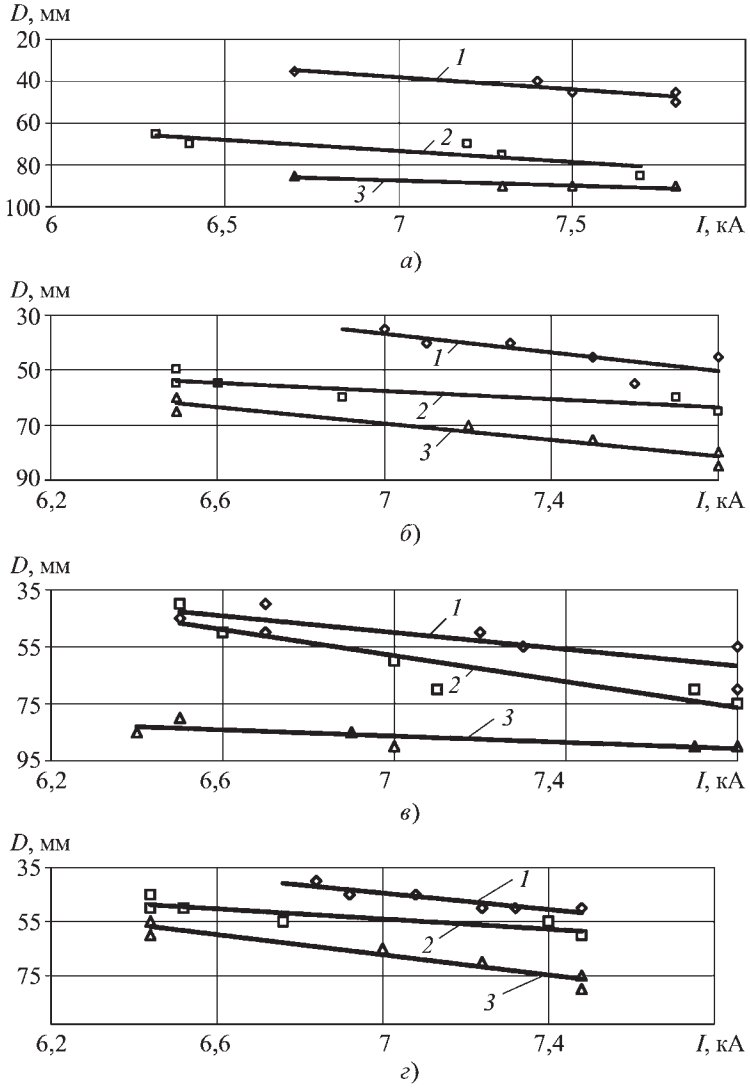


Рис. 7. Зависимость трещинообразования от силы тока и продолжительности импульса тока для лент, армированных сеткой (*а–г* – см. рис. 3)

свидетельствует о том, что разрушение армированных спеченных лент при огибании вокруг цилиндров связано в первую очередь с пластичностью и прочностью проволоки сетки, т.е. использование проволоки сетки с большими диаметрами гарантирует увеличение как прочности, так и гибкости ленты.

При определении гибкости армированных спеченных лент огибанием вокруг цилиндров первоначально появлялась трещина на поверхности ленты, по которой впоследствии (при огибании вокруг меньших диаметров) лента разрушалась. Наличие трещин на поверхности лент не является ограничивающим фактором для их приварки, так как при электроконтактной приварке трещины на спеченных лентах завариваются и образуется сплошное покрытие.

Трещинообразование армированных спеченных лент имеет такой же характер зависимости от режимов электропрокатки и параметров сетки, как и гибкость. Отличием данных зависимостей является более четко выраженная разница между трещинообразованием лент, спеченных при разной продолжительности импульса тока, рис. 7.

Трещинообразование можно использовать для определения диаметра катушек для хранения и транспортировки спеченных лент. По графикам видно, что наиболее рациональным является использование катушек диаметром 100 мм.

В ходе экспериментов по определению оптимальных режимов электропрокатки по критерию оптимальных технологических свойств выяснили, что наиболее технологичными и пригодными для дальнейшего применения являются ленты, армированные тканой проволочной сеткой со стороной ячейки в свету 1,2 мм, диаметром проволоки 0,4 мм и спеченные при следующих режимах: сила тока 7...7,5 кА, время импульса тока 0,1 с, время паузы 0,06 с, которые имеют прочность на разрыв 10,6...13,3 МПа, а диаметр хрупкого разрушения 5 мм. Кроме них можно использовать ленты, армированные тканой проволочной сеткой со стороной ячейки в свету 1,4 мм, диаметром проволоки 0,65 мм, спеченные при тех же режимах электропрокатки.

Определение технологических свойств лент при низком значении сварочного тока менее 5 кА нецелесообразно, так как не происходит спекания порошков. При значениях сварочного тока выше 8 кА происходит расплавление компонентов (для данной ширины ленты).

Выводы

1. Армирование спеченных лент значительно улучшает их прочность и гибкость и делает более технологичными для электроконтактной приварки на цилиндрические детали.

2. Оптимальные параметры армирующей металлической сетки для спеченных методом электропрокатки лент следующие: диаметр проволоки 0,4...0,7 мм, сторона ячейки в свету 1...1,5 мм для лент толщиной 1...2 мм.

3. Режимы оптимальной электропрокатки для спекания лент выбирают в зависимости от толщины и ширины ленты и марки порошка. Для ленты шириной 20 мм и толщиной 1,5 мм оптимальные режимы электропрокатки следующие: сила тока 7...7,5 кА, время импульса тока 0,1 с, время паузы 0,06 с. Несоблюдение режимов электропрокатки ведет к выкрашиванию или оплавлению армированных спеченных лент.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Наталенко В.С., Сайфуллин Р.Н.** Устройство для изготовления спеченных лент электроконтактной прокаткой // Труды ГОСНИТИ. Т. 102. М.: ГОСНИТИ, 2008. С. 119–122.

2. **Марочник** сталей и сплавов. Под ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.

В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, Д.С. Сергунин, Д.И. Сагитов
(Ульяновский государственный технический университет)

Исследование трещиностойкости многослойных покрытий

Приведены результаты исследований трещиностойкости износостойких многослойных покрытий, показаны принципы выбора материала слоев многослойного покрытия на основе данных о способности исследуемых материалов тормозить процессы трещинообразования.

Ключевые слова: *износостойкие вакуумно-плазменные покрытия, трещиностойкость, режущий инструмент.*

In article results of researches of crack resistance of multilayer PVD-coatings are stated, principles of a choice of a material of layers of a multilayer PVD-coatings on the basis of data about ability of the given materials to brake processes of crack growing are shown.

Keywords: *PVD-coatings, crack resistance, cutting tool.*

Применение двухслойных покрытий на основе нитридов и карбонитридов титана позволяет существенно повысить работоспособность режущего инструмента при торцовом фрезеровании [1]. Эффективность таких покрытий может быть увеличена за счет введения в их конструкцию дополнительного слоя, обладающего повышенной трещиностойкостью. В качестве таких слоев можно использовать многоэлементные покрытия, нанесенные из раздельных катодов. Согласно [2] данные покрытия имеют слоистую структуру, позволяющую эффективно сдерживать рост трещин. Учитывая функциональное назначение слоев двухслойного покрытия [1], слой повышенной трещиностойкости должен быть расположен между верхним слоем TiN и нижним слоем TiCN многослойного покрытия.

Выбор состава промежуточного слоя проводили на основе оценки его трещиностойкости. В качестве таких слоев были выбраны покрытия: (Ti,Zr)N, (Ti,Al)N, (Ti,Mo)N (см. табл. 1).

Использование традиционных методов определения трещиностойкости, основанных на нагружении массивных образцов материалов с концентраторами напряжений и трещинами или индентировании для износостойких покрытий невозможно из-за их малой толщины, высокой твердости и прочности. В то же время согласно [3] способность материала тормозить рост трещин можно оценить по расчетным параметрам его напряженного состояния: поверхностной энергии (γ); критическому коэффициенту интенсивности напряжений (K_{1C}); перемещению берегов трещины при ее росте и раскрытии в направлении, перпендикулярном ее росту (v); максимальным главным растягивающим напряжениям, возникающим перед вершиной трещины (σ_1); эффективному пределу текучести ($\sigma_{ЭТ}$), характеризующему напряжения в материале, при которых появляется текучесть (пластические деформации в зоне перед вершиной трещины); результирующим сжимающим напряжениям (σ_P), характеризующим запас прочности при трещинообразовании (результирующие напряжения σ_P определяются как сумма сжимающих остаточных напряжений в покрытии и растягивающих напряжений, возникающих перед вершиной трещины).

Величина перемещений берегов трещины характеризует интенсивность ее роста. Определение данной

Таблица 1

Физико-механические свойства износостойких покрытий

Покрытие	Микротвердость H_μ, ГПа	Модуль Юнга E, ГПа	Предел текучести $\sigma_т$, ГПа	Поверхностная энергия γ^{111}, Дж/м^2	Остаточные напряжения σ_0, МПа	Коэффициент $K_C \cdot 10^6$, Н/м$^{3/2}$
TiN	21,2	350,9	7,07	4,43	–380	1,47
TiCN	31,1	370,0	10,36	5,61	–2520	1,85
(Ti,Zr)N	41,5	420,0	13,83	6,60	–2920	2,19
(Ti,Al)N	31,7	350,9	10,57	5,69	–2250	1,89
(Ti,Mo)N	38,0	377,4	12,67	6,28	–3000	2,08

величины и напряжений перед вершиной трещины дает возможность определить необходимый уровень напряжений сжатия для ее торможения. Зная величины напряжений перед вершиной трещины и сравнивая их с известными остаточными сжимающими напряжениями в покрытиях, можно судить о запасе прочности. Окончательную оценку трещиностойкости материала покрытия можно произвести по величине поверхностной энергии, критическому коэффициенту интенсивности напряжений и результирующим напряжениям. Покрытие, обладающее наибольшими значениями указанных параметров, будет иметь и более высокую трещиностойкость.

При расчете параметров напряженного состояния покрытий сделали допущение, что в покрытии имеют место только трещины отрыва, раскрытие (перемещение) берегов которых происходит только в одной плоскости (плоское напряженное состояние перед вершиной трещины) [3]. Расчетная схема определения нормальных σ_x, σ_y и касательных τ_{xy} напряжений перед вершиной трещины и перемещений берегов трещины v при ее росте и раскрытии показана на рис. 1. Для расчета напряжений воспользовались зависимостями, справедливыми в малой окрестности у вершины трещины (на расстоянии, сравнимом с линейными размерами трещины) [3], полученные преобразованием уравнений, разработанных Г.В. Колосовым на основании уравнений Коши и Гука [3]:

– нормальные напряжения вдоль оси *X*:

$$\sigma_x = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}}\left(1-\sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3\theta}{2}\right)\cos\frac{\theta}{2}; \qquad (1)$$

– нормальные напряжения вдоль оси *Y*:

$$\sigma_y = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}}\left(1+\sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3\theta}{2}\right)\cos\frac{\theta}{2}; \qquad (2)$$

– касательные напряжения:

$$\tau_{xy} = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}}\sin\frac{\theta}{2}\cos\frac{3\theta}{2}\cos\frac{\theta}{2}, \qquad (3)$$

где r – расстояние от вершины трещины до рассматриваемой элементарной площадки (рис. 1);

K_1 – коэффициент интенсивности напряжений;

θ – угол между направлением роста трещины и положением рассматриваемой элементарной площадки.

Из анализа формул (1–3) и рис. 1 видно, что при $\theta = 0$ (рассматриваемая элементарная площадка расположена на пути движения трещины) нормальные напряжения σ_x и σ_y будут равны максимальному главному растягивающему напряжению σ_1, т. е. $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_1$

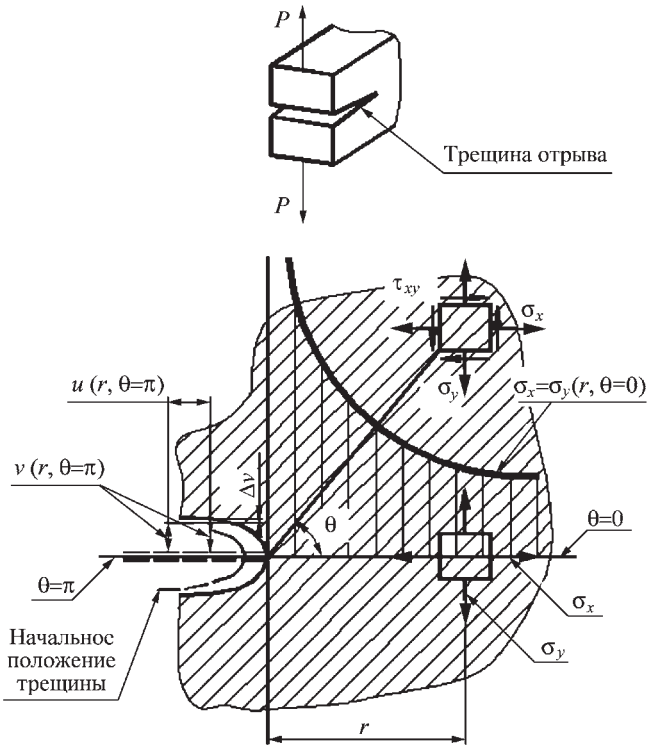


Рис. 1. Схема определения перемещений берегов трещины и напряжений σ_x, σ_y, τ_{xy} перед ее вершиной

(касательное напряжение равно нулю – $\tau_{xy} = 0$). Соответственно формулы (1–3) после преобразований принимают вид

$$\sigma_1 = \sigma_x = \sigma_y = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}}. \qquad (4)$$

С учетом условия устойчивости трещины [4]

$$K_1 \le K_{1C}, \qquad (5)$$

главные напряжения, соответствующие началу роста трещины, будут равны

$$\sigma_1 = \sigma_x = \sigma_y = \frac{K_{1C}}{\sqrt{2\pi r}}, \qquad (6)$$

где K_{1C} – критический коэффициент интенсивности напряжений 1-го рода (для случая трещины отрыва).

Как известно, рост трещины начинается с образования и движения дислокаций, приводящих к пластическим деформациям материала в области перед ее вершиной. Соответственно, чем выше уровень пластических деформаций в материале, тем бóльшую энергию нужно затратить на движение трещины. Указанный уровень пластических деформаций характеризуется эффективным пределом текучести $\sigma_{эт}$. Для плоского напряженного состояния согласно критерию Треска–Сен-Венана [3] с учетом наличия пла-

стических деформаций у вершины трещины справедливо равенство максимальных главных напряжений и эффективного предела текучести:

$$\sigma_1 = \sigma_{ЭТ}. \quad (7)$$

Отсюда эффективный предел текучести можно определить как

$$\sigma_{ЭТ} = \frac{K_{1C}}{\sqrt{2\pi r}}. \quad (8)$$

Для расчета перемещений берегов трещины в направлении, перпендикулярном ее росту, воспользовались выражением [3]

$$v = \frac{2(1+\mu)K_1}{E}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\left(\frac{\chi+1}{2} - \cos^2\frac{\theta}{2}\right)\sin\frac{\theta}{2}, \quad (9)$$

где μ – коэффициент Пуассона;

χ – безразмерный коэффициент (для плоского напряженного состояния $\chi = \frac{3-\mu}{1+\mu}$).

С учетом равенства (5) при $\theta = 90°$ получили:

$$u = 0,$$
$$v = \frac{(1+\mu)K_{1C}}{E}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\left(\frac{3-\mu}{1+\mu}+1\right). \quad (10)$$

Неизвестной величиной в уравнениях напряжений (8) и перемещений берегов трещины (10) является величина критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1C}. Учитывая, что определение коэффициента K_{1C} для покрытий экспериментальным путем [5] затруднено, его значение рассчитывали по методике, изложенной в работе [6].

Согласно работе [3] K_{1C} связан с поверхностной энергией γ соотношением

$$K_{1C} = \sqrt{\frac{2E\gamma}{1-\mu^2}}. \quad (11)$$

Для случая плоского напряженного состояния допускается замена K_{1C} на коэффициент K_C, определяемый по формуле

$$K_C = \sqrt{2E\gamma}. \quad (12)$$

Для определения поверхностной энергии γ воспользовались зависимостью [4]

$$\gamma = \frac{Gb}{8}, \quad (13)$$

где G – модуль сдвига, ГПа;

b – вектор Бюргерса, нм.

Модуль сдвига можно определить по формуле [3]

$$G = \frac{E}{2(1+\mu)}, \quad (14)$$

вектор Бюргерса согласно [4] равен

$$b = \frac{a}{\sqrt{2}}, \quad (15)$$

где a – период кристаллической решетки материала покрытия, нм.

Для того, чтобы учесть преимущественную ориентацию кристаллов в кристаллографической плоскости [111], свойственную покрытиям, получаемым по технологии конденсации и ионной бомбардировки (КИБ), в формулу (13) ввели коэффициент $k = \frac{1}{1{,}208}$ [8]. Тогда поверхностная энергия стала равна

$$\gamma = \frac{Gb}{8}k. \quad (16)$$

Для определения предела текучести воспользовались формулой, предложенной в работе [9] для тонкопленочных нанокристаллических материалов, к которым относятся и рассматриваемые покрытия:

$$\sigma_т = \frac{H_\mu}{3}, \quad (17)$$

где H_μ – микротвердость, ГПа.

Результаты расчета поверхностной энергии γ, предела текучести $\sigma_т$ и критического коэффициента интенсивности напряжений K_C и экспериментальные данные по модулю Юнга E, который определяли по методике [10], представлены в табл. 2.

Установлено, что многоэлементные покрытия обладают большими пределом текучести и трещиностойкостью по сравнению с покрытием TiN. При этом наибольшей трещиностойкостью обладает покрытие (Ti,Zr)N. Для данного покрытия предел текучести, поверхностная энергия и коэффициент K_C выше по сравнению с TiN соответственно в 1,95; 1,48 и 1,5 раза. Увеличение предела текучести многоэлементных покрытий свидетельствует о максимальной работе, затрачиваемой на пластические деформации в вершине трещины, с которых начинается ее рост, по сравнению с TiN. Следовательно, для зарождения новой или роста уже образовавшейся трещины в многоэлементных покрытиях необходимо приложение большей энергии.

Результаты расчета перемещений берегов трещины при ее росте и раскрытии представлены на рис. 2. Установлено, что наибольшие перемещения берегов трещины, т. е. наиболее интенсивное ее раскрытие, характерны для покрытия (Ti,Mo)N. Для других покрытий данная величина меньше. При этом наименьшее раскрытие трещины характерно для более

Таблица 2

Максимальные главные растягивающие напряжения ($\sigma_1 \cdot 10^9$ Па), возникающие перед вершиной трещины в покрытиях, приводящие к их разрушению

Покрытие	Расстояние от вершины трещины *r*, мкм					
	0,1	1,0	1,5	2,0	3,0	4,0
TiN	1,856	0,587	0,479	0,415	0,339	0,293
TiCN	2,339	0,740	0,604	0,523	0,427	0,370
(Ti,Al)N	2,390	0,755	0,617	0,534	0,436	0,378
(Ti,Mo)N	2,628	0,831	0,334	0,588	0,480	0,416
(Ti,Zr)N	2,768	0,875	0,715	0,619	0,505	0,438

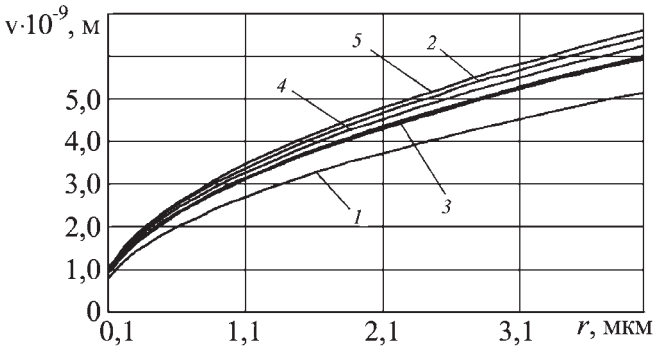


Рис. 2. Перемещение берегов трещины в направлении, перпендикулярном ее росту:
1 – TiN; *2* – (Ti,Al)N; *3* – TiCN; *4* – (Ti,Zr)N; *5* – (Ti,Mo)N

пластичных покрытий, которыми являются покрытия TiN. Например, на расстоянии 2 мкм от вершины трещины перемещение v для покрытий TiN (Ti,Zr)N и (Ti,M)N равно 9,46; 11,8 и 12,5 нм соответственно. С точки зрения снижения интенсивности изменения геометрических размеров трещины покрытия можно расположить в следующем порядке: (Ti,Mo)N, (Ti,Al)N, (Ti,Zr)N, TiCN, TiN. Следует отметить, что покрытие (Ti,Zr)N, несмотря на его высокую твердость, позволяет лучше тормозить трещины по сравнению с покрытиями (Ti,Al)N и (Ti,Mo)N.

Расчет максимальных главных растягивающих напряжений σ_1, при которых начинается рост трещины, показал (см. табл. 2), что наиболее высокий уровень данных напряжений имеет место на расстоянии от вершины трещины менее 2 мкм, а с увеличением расстояния напряжения стабилизируются. Для многоэлементных покрытий величина напряжений σ_1 больше, чем для покрытия TiN. Например, на расстоянии от вершины трещины $r = 2$ мкм величина σ_1 для покрытия TiN равна 0,415 ГПа, в то время как для многоэлементных покрытий (Ti,Zr)N, (Ti,Mo)N и (Ti,Al)N – 0,619; 0,588 и 0,534 ГПа соответственно. Данный факт свидетельствует о большей энергоемкости материалов многоэлементных покрытий. Следовательно, для движения трещины в многоэлементных покрытиях последняя должна обладать большей энергией, чем при движении в покрытии TiN.

Результаты расчета результирующих напряжений (рис. 3), учитывающих величину и знак остаточных напряжений в покрытии, показали, что в многоэлементных покрытиях перед вершиной трещины формируются сжимающие напряжения, а в покрытиях TiN – растягивающие. Наличие в многоэлементных покрытиях сжимающих напряжений способствует торможению трещины в большей степени по сравнению с покрытием TiN. Наибольший уровень сжимающих напряжений σ_P характерен для покрытий (Ti,Zr)N и (Ti,Mo)N, он для них примерно одинаков. Высокая величина напряжений σ_P в многоэлементных покрытиях обусловлена наличием в них высоких

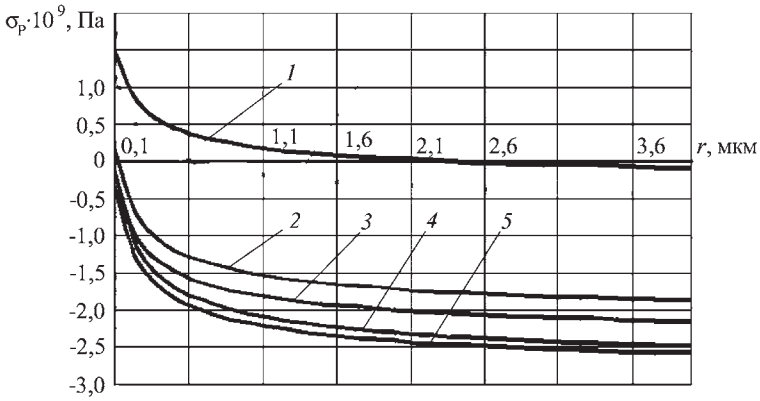


Рис. 3. Изменение результирующих напряжений σ_P в направлении роста трещины:
1 – TiN; *2* – (Ti,Al)N; *3* – TiCN; *4* – (Ti,Zr)N; *5* – (Ti,Mo)N

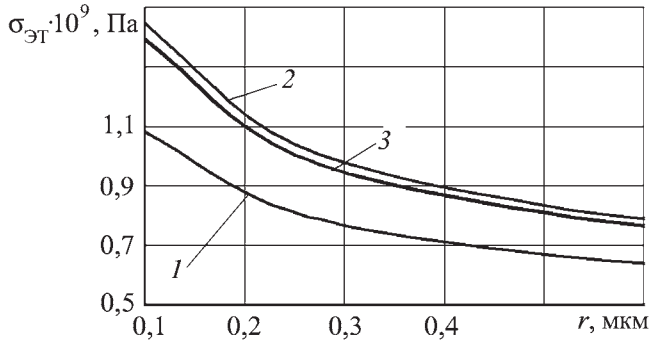


Рис. 4. Изменение эффективного предела текучести $\sigma_{ЭТ}$ покрытий в направлении роста трещины:
1 – TiN; *2* – (Ti,Zr)N; *3* – (Ti,Al)N

сжимающих остаточных напряжений, что, согласно [11], способствует созданию упругих полей сжатия для торможения трещины.

На рис. 4 представлены данные по расчету эффективного предела текучести покрытий. Как видно, наибольший эффективный предел текучести также характерен для многоэлементных покрытий, а наибольшей величиной $\sigma_{ЭТ}$ обладает покрытие (Ti,Zr)N. Следовательно, для данного покрытия затраты на пластическую деформацию при вершине трещины будут наибольшими, и оно будет более эффективно тормозить трещины.

Анализ результатов исследования напряженного состояния покрытий показал, что трещиностойкость для многоэлементных покрытий выше, чем для покрытия TiN. При этом покрытие (Ti,Zr)N имеет наилучшее сочетание элементов, что свидетельствует о большей его трещиностойкости.

Для проверки результатов расчета были проведены экспериментальные исследования коэффициента трещиностойкости $K_{тр}$, который определяли по методике [12] (меньшее значение $K_{тр}$ свидетельствует о большей трещиностойкости покрытия). Как следует из табл. 3, многоэлементные покрытия имеют меньший коэффициент $K_{тр}$, что свидетельствует об их

Таблица 3

Влияние состава покрытия толщиной 6 мкм на коэффициент трещиностойкости (инструментальная основа – МК8)

Покрытие	Коэффициент трещиностойкости $K_{тр}$
TiN	0,77±0,019
(Ti,Zr)N	0,44±0,011
(Ti,Mo)N	0,76±0,016
(Ti,Al)N	0,65±0,014

большей трещиностойкости по сравнению с покрытием TiN. При этом наибольшей трещиностойкостью обладает покрытие (Ti,Zr)N, для которого коэффициент $K_{тр}$ имеет наименьшую величину.

Таким образом, в качестве промежуточного слоя в двухслойном покрытии TiCN–TiN следует использовать многоэлементное покрытие (Ti,Zr)N.

Для экспериментального подтверждения повышения трещиностойкости многослойных покрытий исследовали их механические свойства (микротвердость H_{μ}, коэффициент отслоения K_0, коэффициент трещиностойкости $K_{тр}$) и динамику процессов трещинообразования в процессе фрезерования. В соответствии с рекомендациями работы [1] общая толщина многослойных покрытий была принята равной 6 мкм, а толщина каждого из слоев – 2 мкм.

Результаты исследований механических свойств многослойных покрытий представлены в табл. 4.

Как видно из полученных данных, трехслойные покрытия имеют более высокую микротвердость, прочность сцепления и трещиностойкость по сравнению с двухэлементным покрытием TiCN–TiN. При этом наибольшую трещиностойкость имеют многослойные покрытия с промежуточным слоем (Ti,Zr)N.

Влияние конструкции многослойного покрытия на динамику процессов трещинообразования в процессе резания оценивали по числу циклов работы ре-

Таблица 4

Механические свойства многослойных покрытий

Покрытие	Микротвердость H_{μ}, ГПа	Коэффициент K_0	Коэффициент $K_{тр}$
TiCN–(Ti,Zr)N–TiN	38,7±0,01	0,21±0,01	0,28±0,01
TiCN–(Ti,Mo)N–TiN	39,7±0,02	1,01±0,03	0,34±0,02
TiCN–(Ti,Al)N–TiN	39,6±0,02	0,95±0,02	0,33±0,03
TiCN–TiN	34,1±0,01	1,16±0,01	0,39±0,01

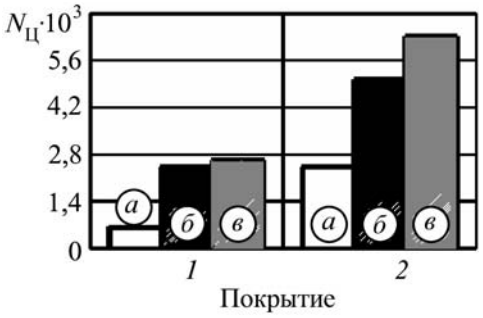


Рис. 5. Влияние конструкции многослойного покрытия на число циклов работы $N_{ц1}$ (*а*), $N_{ц2}$ (*б*) и $N_{ц3}$ (*в*) при v = 247 м/мин, S_Z = 0,4 мм/зуб, *B* = 80 мм:
1 – TiCN–TiN; *2* –TiCN–(Ti,Zr)N–TiN

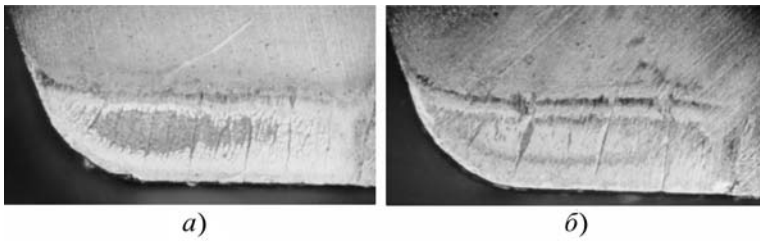


Рис. 6. Фотографии контактных площадок режущего инструмента с многослойными покрытиями при v = 247 м/мин, S_Z = 0,4 мм/зуб, *B* = 20 мм, *t* = 1,5 мм, τ = 25 мин:
а – TiCN–TiN; *б* – TiCN–(Ti,Zr)N–TiN

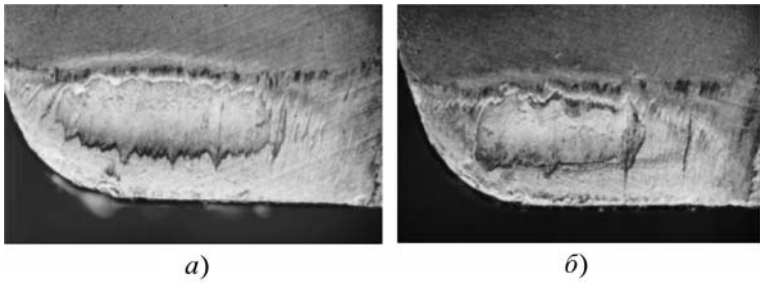


Рис. 7. Характер разрушения многослойных покрытий TiCN–TiN (*а*) и TiCN–(Ti,Zr)N–TiN (*б*) при v = 247 м/мин, S_Z = 0,4 мм/зуб, *B* = 80 мм, *t* = 1,5 мм

жущего инструмента до выхода продольных трещин на режущую кромку ($N_{ц1}$), образования сетки трещин в покрытии на контактной площадке по передней поверхности ($N_{ц2}$) и разрушения покрытия ($N_{ц3}$). Фрезеровали заготовки из стали 5ХНМ на двух режимах резания: v = 247 м/мин, S_Z = 0,4 мм/зуб и v = 157 м/мин, S_Z = 0,25 мм/зуб при ширине фрезерования *B*, равной 20 и 80 мм, и глубине резания *t* = 1,5 мм. Покрытия наносили на твердый сплав МК8. Результаты исследований приведены на рис. 5–10.

Исследованиями установлено, что введение в состав покрытия TiCN–TiN промежуточного слоя (Ti,Zr)N увеличивает число циклов работы инструмента $N_{ц1}$, $N_{ц2}$ и $N_{ц3}$ в 1,5...2 раза в зависимости от режима резания при ширине фрезерования *B* = 20 мм и в 1,5...4 раза – при *B* = 80 мм. Последнее свидетельствует о том, что в условиях наиболее интенсивного образования трещин в результате действия высоких теплосиловых нагрузок роль промежуточного слоя (Ti,Zr)N в сдерживании трещин возрастает.

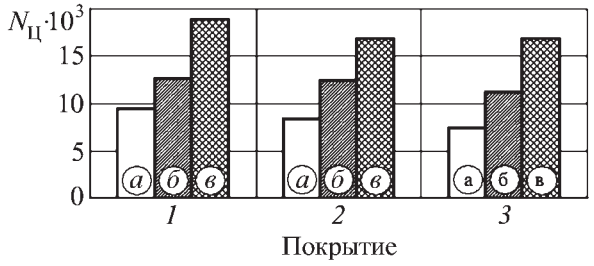


Рис. 8. Влияние промежуточного слоя многослойного покрытия на число циклов работы $N_{ц1}$ (*а*), $N_{ц2}$ (*б*) и $N_{ц3}$ (*в*) при v = = 247 м/мин, S_Z = 0,4 мм/зуб, *B* = 20 мм:
1 – TiCN–(Ti,Zr)N–TiN; *2* – TiCN–(Ti,Al)N–TiN; *3* – TiCN–(Ti,Mo)N–TiN

На фотографиях контактных площадок на передней поверхности (рис. 6) видно, что для покрытия TiCN–(Ti,Zr)N–TiN характерно меньшее количество трещин по сравнению с двухслойным покрытием. Более низкая интенсивность процесса трещинообразования покрытия TiCN–(Ti,Zr)N–TiN существенно уменьшает площадь его разрушения по сравнению с TiCN–TiN за одно и то же время работы при различной ширине фрезерования (рис. 7).

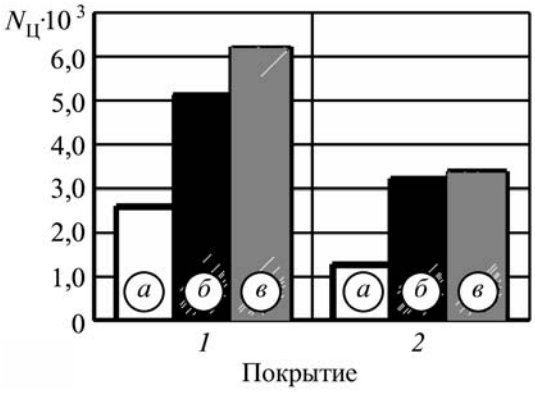


Рис. 9. Влияние промежуточного слоя многослойного покрытия на число циклов работы $N_{ц1}$ (*а*), $N_{ц2}$ (*б*) и $N_{ц3}$ (*в*) при v = = 247 м/мин, S_Z = 0,4 мм/зуб, *B* = 80 мм:
1 – TiCN–(Ti,Zr)N–TiN; *2* – TiCN–(Ti,Mo)N–TiN

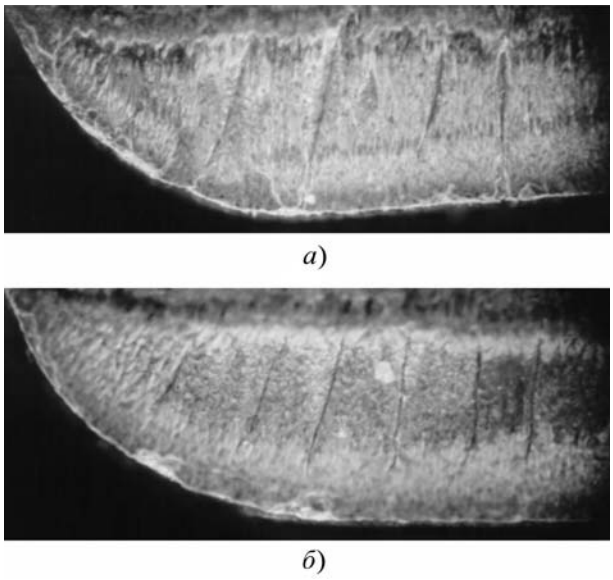


Рис. 10. Фотографии контактных площадок инструмента с многослойными покрытиями при v = 247 м/мин, S_Z = = 0,4 мм/зуб, *B* = 20 мм, *t* = 1,5 мм, τ = 35 мин:
а – TiCN–(Ti,Zr)N–TiN; *б* – TiCN–(Ti,Mo)N–TiN

Использование в качестве промежуточного слоя нитридов (Ti,Al)N и (Ti,Mo)N, обладающих более низкой трещиностойкостью по сравнению с (Ti,Zr)N, ведет к снижению числа циклов работы инструмента с данными многослойными покрытиями по сравнению с покрытием TiCN–(Ti,Zr)N–TiN (рис. 8) до 26 % при ширине фрезерования, равной 20 мм. Повышение ширины фрезерования до 80 мм снижает количество циклов работы инструмента с покрытием TiCN–(Ti,Mo)N–TiN по сравнению с покрытием TiCN–(Ti,Zr)N–TiN в 1,4...2,7 раза в зависимости от режима резания (рис. 9). Как видно из рис. 10, для многослойных покрытий с промежуточным слоем (Ti,Mo)N характерно большее количество трещин на передней поверхности по сравнению с покрытием TiCN–(Ti,Zr)N–TiN.

Таким образом, использование покрытия (Ti,Zr)N в качестве промежуточного слоя многослойного покрытия наиболее эффективно сдерживает процессы трещинообразования по сравнению с другими покрытиями.

Проведенные стойкостные исследования показали, что применение многослойных покрытий повышенной трещиностойкости TiCN–(Ti,Zr)N–TiN при фрезеровании заготовок из стали 5ХНМ повышает период стойкости режущего инструмента в 1,5...1,7 раза по сравнению с двухслойным покрытием TiCN–TiN.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Табаков В.П.** Повышение работоспособности торцовых фрез путем совершенствования структуры износостойких покрытий / В.П. Табаков, Н.А. Ширманов, М.Ю. Смирнов // СТИН. 2002. № 2. С. 6–10.
2. **Табаков В.П.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями на основе сложных нитридов и карбонитридов титана. Ульяновск: УлГТУ, 1998. 123 с.
3. **Александров А.В.** Основы теории упругости и пластичности / А.В. Александров, В.Д. Потапов. М.: Высш. Школа, 1990. 400 с.
4. **Владимиров В.И.** Физическая природа разрушения металлов. М.: Машиностроение, 1984. 310 с.
5. **Майстренко А.Л.** Прогнозирование износостойкости хрупких материалов по твердости и трещиностойкости / А.Л. Майстренко, С.Н. Дуб // Заводская лаборатория. 1991. № 2. С. 52–54.
6. **Новиков Н.В.** Методы микроиспытаний на трещиностойкость / Н.В. Новиков, С.Н. Дуб, С.И. Булычов // Заводская лаборатория. 1987. № 7. С. 60–67.
7. **Миссол В.** Поверхностная энергия раздела фаз в металлах. М.: Металлургия, 1978. 176 с.
8. **Андрюшечкин С.Е.** Определение свободной энергии удельной поверхностной энергии покрытий на основе сплавов внедрения ряда переходных металлов / С.Е. Андрюшечкин, М.Г. Карпман // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. № 4. Т. 65. С. 37–39.
9. **Гусев А.И.** Нанокристаллические материалы: Методы получения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 200 с.
10. **Табаков В.П.** Определение модуля упругости износостойких покрытий / В.П. Табаков, А.В. Циркин // Молодежь Поволжья – науке будущего (ЗМНТК – 2003): Труды заочной молодежной НТК (31 марта – 15 июня 2003 г.). Ульяновск: УлГТУ, 2003. С. 52–55.
11. **Финкель В.М.** Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
12. **Табаков В.П.** Разработка конструкции многослойного покрытия для торцового фрезерования / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, Э.А. Санатуллов // Аэрокосмические технологии и образование на рубеже веков: Тезисы докладов Всероссийской НТК, Рыбинск, 2002, Ч. 2. С. 60–61.

УДК 621.787.6

А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, А.В. Поляков *(ОрелГТУ)*

Упрочнение отверстий статико-импульсным дорнованием

Приведены результаты исследования влияния технологических параметров статико-импульсного дорнования на глубину упрочненного слоя втулок из стали 45. Представлены технологические возможности статико-импульсного дорнования.

Ключевые слова: *дорнование, микротвердость, поверхностный слой, сталь, упрочнение ударом.*

Results of research of influence of technological parameters statics-pulse mandrelling on depth of the strengthened layer of cartridges from steel 45 are resulted. Technological opportunities of static-pulse mandrelling are presented.

Keywords: *mandrelling, microhardness, hardened case, steel, shock hardening.*

В настоящее время существует множество деталей машин с рабочими и несущими цилиндрическими внутренними поверхностями малого диаметра (<100 мм): гидро- и пневмоцилиндры, кольца подшипников качения, треки гусеничных машин и др. Внутренние поверхности таких деталей имеют повышенные требования к параметрам качества поверхностного слоя, которые устанавливаются в зависимости от условий эксплуатации.

Проблема повышения надежности и работоспособности деталей машин с рабочими и несущими цилиндрическими внутренними поверхностями малого диаметра является одной из важных и актуальных в машиностроении. Перспективно решение этой проблемы за счет привлечения технологических методов, обеспечения параметров качества поверхностного слоя на уровне, соответствующем максимальному повышению требуемой совокупности эксплуатационных свойств. Актуальным является разработка новых методов обработки, направленных на повышение качества поверхностного слоя и эксплуатационных свойств.

Одним из основных параметров поверхностного слоя является твердость, которая отображает способность слоя в той или иной степени сопротивляться различным видам изнашивания. В зависимости от условий эксплуатации изделия с точки зрения повышения износостойкости выбирается необходимая глубина поверхностного слоя с повышенной твердостью.

Для получения поверхностного слоя высокой твердости наиболее эффективно *поверхностное пластическое деформирование* (ППД). Наиболее изученным и широко применяемым способом для упрочнения внутренних поверхностей малого диаметра является дорнование (деформирующее протягивание). Недостатком этого метода являются ограниченные возможности варьирования глубиной и степенью упрочнения поверхностного слоя.

Для упрочнения внутренних цилиндрических поверхностей выше указанных деталей машин предлагается использовать *статико-импульсное дорнование* (СИД).

СИД является одним из эффективных способов ППД. Комбинированные статическое и динамическое нагружения очага деформации позволяют более полно использовать энергию ударного импульса. В результате статико-импульсного нагружения плоских и сложнопрофильных поверхностей обеспечивается упрочненный поверхностный слой с большой глубиной h_{H_μ} и степенью упрочнения ΔH_μ (для стали 45 – h_{H_μ} =6…7 мм, ΔH_μ = 60 %; для стали 110Г13Л – h_{H_μ} =8…10 мм, ΔH_μ = 150 %) [3].

Ранние проведенные исследования [1, 2] показали, что статико-импульсное дорнование внутренних цилиндрических поверхностей позволяет более чем в два раза повысить производительность, в 2,2 раза уменьшить потребляемую мощность в сравнении с дорнованием, осуществляемым под статической нагрузкой.

Отличительной особенностью СИД является то, что основное деформирующее воздействие осуществляется импульсной динамической нагрузкой ($P_и$), генерируемой с определенной частотой (f) [3]. При этом постоянное статическое поджатие ($P_{ст}$) инструмента к упрочняемой поверхности, обеспечиваемое гидроцилиндром, позволяет более полно передавать энергию удара в очаг деформации.

Схема СИД представлена на рис. 1. На рабочем столе *1* устанавливали обрабатываемую деталь *2*. Де-

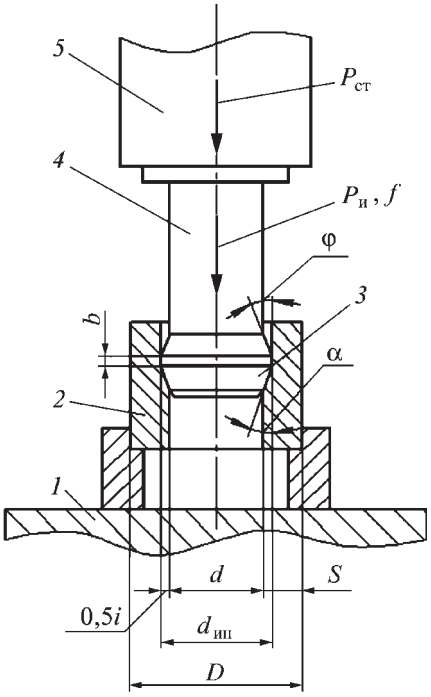


Рис. 1. Схема статико-импульсного дорнования

формирующий элемент *3*, установленный на оправке волновода *4* генератора механических импульсов *5*, подводили к обрабатываемой поверхности детали. Далее деформирующий элемент статически поджимали к детали гидроцилиндром через корпус генератора механических импульсов. При работе генератора импульсов ударные импульсы сообщаются инструменту и обеспечивают его осевое поступательное перемещение по длине обрабатываемого отверстия.

Технологическими параметрами процессов СИД являются:

- сила удара (энергия удара) $P_и(A)$;
- частота ударов f;
- натяг i;
- толщина стенок обрабатываемой заготовки S;
- угол заборного конуса α.

С целью выявления технологических возможностей СИД, а также характера распределения микротвердости по глубине поверхностного слоя, был реализован эксперимент на полых цилиндрических образцах из стали 45.

Исходная микротвердость образцов составляла $H_{\mu 0}$ = 2110 МПа. Диаметр внутренней поверхности образцов до обработки был равен d = 30 мм, диаметр наружной поверхности в зависимости от плана эксперимента менялся, при этом толщина стенки образца изменялась от 4,5 до 16,5 мм.

Натяг изменялся от 0,3 до 1,7 мм за счет изменения диаметра инструмента ($d_{ин}$). Угол заборного конуса деформирующего инструмента варьировался от 3 до 12 градусов. Ширина калибрующей ленточки и угол обратного конуса были постоянны во всех экспериментах и имели значения соответственно b = 3 мм и φ = 10°. Обработку проводили при следующих технологических режимах: энергия ударов A = 160 Дж, сила ударов $P_и$ = 260 кН, частота ударов f = 18 Гц, сила статического поджатия $P_{ст}$ = 40 кН.

В результате проведения экспериментов установлено, что после СИД шероховатость отверстий снижалась до Ra = 0,054...1,5 мкм. Глубина упрочненного слоя достигала 8 мм, причем глубина и степень упрочнения возрастали с увеличением толщины стенки и натяга. Увеличение угла заборного конуса свыше 6° приводило к тяжелым условиям прохождения инструмента и возникал дефектный слой с высокой шероховатостью.

Степень упрочнения поверхностного слоя оценивали по микротвердости. Значения микротвердости измеряли в соответствии с [4] на специализированном рабочем месте, состоящем из: ПЭВМ; светового микроскопа Axioscop 2 MAT; микротвердомера для световых микроскопов МНТ-10.

В результате реализации плана эксперимента и анализа данных в пакете Statistika 6.0 получена модель, позволяющая определять глубину h_{H_μ} и степень упрочнения ΔH_μ поверхности после СИД в зависимости от технологических параметров обработки. Глубина упрочнения в модели варьируется от 0,1 до 4 мм.

Экспериментальные данные на 95 % совпадают со значениями, рассчитанными с помощью полученной модели.

$$\Delta H_\mu = \frac{H_\mu - H_{\mu 0}}{H_{\mu 0}} 100\ \%;$$

$$\Delta H_\mu = 2{,}9792ih - 1{,}9325S + 9{,}4974\alpha + 8{,}6154h_{H_\mu} + 0{,}1251S^2 - 1{,}2679\alpha^2 - 8{,}1837h_{H_\mu}^2 + 0{,}0534\alpha^3 + 1{,}172h_{H_\mu}^3,\ \%.$$

Контурные графики, рассчитанные по данной модели, приведены на рис. 2–4.

Из графиков на рис. 2 и 3 видно, что с увеличением толщины стенки S и натяга i увеличивается и степень упрочнения ΔH_μ. Из графика, изображенного на рис. 4, следует, что увеличение угла заборного конуса α более 6° не сопровождается увеличением степени упрочнения ΔH_μ.

Данная модель позволяет рассчитывать эпюры микротвердости поверхностного слоя в зависимости от натяга, угла заборного конуса деформирующего элемента, толщины стенки детали и подбирать оптимальные технологические параметры СИД в зависимости от требований к поверхностному слою детали.

На рис. 5 приведены эпюры упрочнения внутренних поверхностей втулок из стали 45 (D/d = 1,4) после статического дорнования и СИД. Эпюры *1* и *2* построены по данным [5] для втулок, упрочненных статическим дорнованием, при суммарных натягах 0,1 и 4 мм соответственно, с натягом 0,1 мм на один дефор-

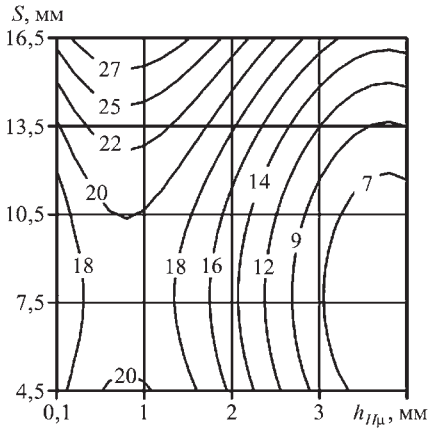


Рис. 2. Зависимость степени упрочнения ΔH_μ (указана на кривых в %) внутренней поверхности втулок, подвергшихся СИД, от толщины стенки образца S и глубины h_{H_μ} поверхностного слоя (i = 1 мм; α = = 8°)

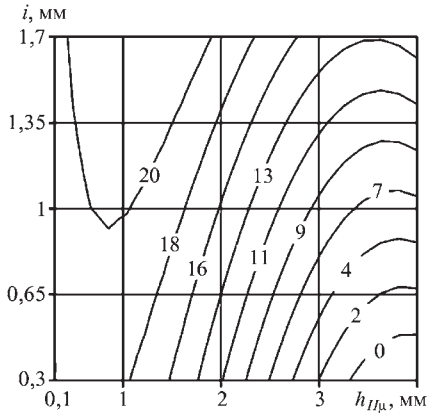


Рис. 3. Зависимость степени упрочнения ΔH_μ (указана на кривых в %) внутренней поверхности втулок, подвергшихся СИД, от натяга i и глубины h_{H_μ} поверхностного слоя (S = 10,5 мм; α = 8°)

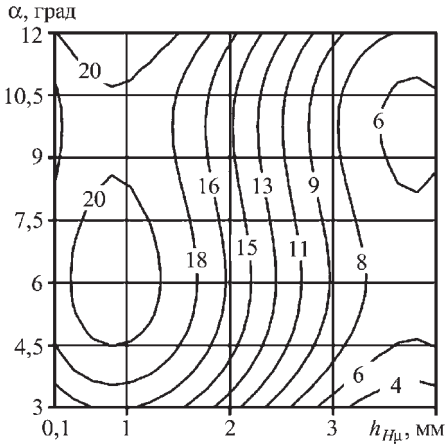


Рис. 4. Зависимость степени упрочнения ΔH_μ (указана на кривых в %) внутренней поверхности втулок, подвергшихся СИД, от угла заборного конуса α и глубины h_{H_μ} поверхностного слоя (i = 1 мм; S = = 10,5 мм)

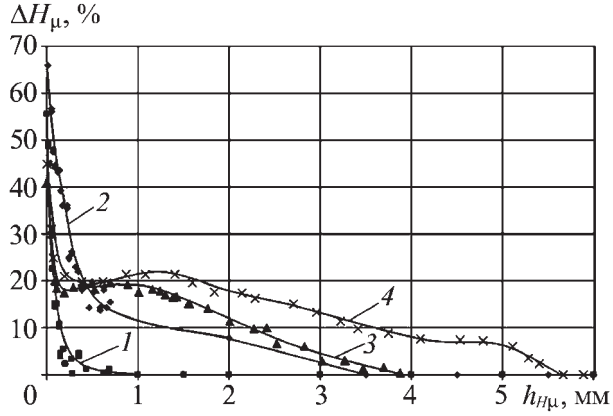


Рис. 5. Изменение степени упрочнения ΔH_μ втулок из стали 45 (D/d = 1,4) по глубине h_{H_μ} после дорнования

мирующий элемент протяжки. Эпюры *3* и *4* получены после СИД с натягом 0,1 и 1,5 мм соответственно. Видно, что в сравнении со статическим дорнованием СИД позволяет при тех же натягах за один проход достигать большей глубины упрочнения.

Установлено, что СИД может применяться в качестве упрочняющей и отделочно-упрочняющей операции обработки отверстия.

В результате проведенных исследований установлено, что после СИД может быть получен поверхностный слой:

• с большой глубиной слоя и большой степенью упрочнения (*"глубокое" статико-импульсное дорнование* – ГСИД);

• с большой степенью упрочнения, малой глубиной и низкой шероховатостью упрочненной поверхности (*отделочно-упрочняющие статико-импульсное дорнование* – ОУСИД).

Статико-импульсное дорнование расширяет технологические возможности деформационного упрочнения внутренних поверхностей. В зависимости от материала детали, требований к точности и твердости несущих поверхностей может быть предложен ряд технологических маршрутов их обработки, включающих операцию СИД.

Для ГСИД: сверление – ГСИД – шлифование – полирование – доводка абразивным материалом. При использовании в качестве заготовок труб в качестве операции очищающей "черную" поверхность перед ГСИД может использоваться травление обрабатываемой поверхности.

Как показали проведенные исследования, получаемая в результате ОУСИД шероховатость отвечает уровню точной обработки резанием, шлифованием, тонким растачиванием. Для ОУСИД маршрут обработки может выглядеть следующим образом: сверление – растачивание – зенкерование – ОУСИД.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** Деформационное упрочнение отверстий статико-импульсной обработкой // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 5. С. 3–5.

2. **Киричек А.В., Лазуткин А.Г., Соловьев Д.Л. и др.** Статико-импульсная обработка внутренних цилиндрических поверхностей // Известия ОрелГТУ. Машиностроение. Приборостроение. 2004. № 3. С. 16–17.

3. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г.** Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием. Библиотека технолога. М.: Машиностроение, 2004. 288 с.

4. **ГОСТ 9450–76.** Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.

5. **Розенберг А.М., Розенберг О.А., Гриценко Э.И. и др.** Качество поверхности, обработанной деформирующим протягиванием. К.: Наукова думка, 1977. 188 с.

К.Н. Афанасьев, А.В. Гусев, А.С. Ильин, Р.С. Лапин, И.А. Рыжиков
(Институт теоретической и прикладной электродинамики РАН, г. Москва)

Сравнительный анализ методов повышения влагостойкости селективных поглощающих покрытий солнечных коллекторов

Приведены результаты исследований по повышению влагостойкости светопоглощающих покрытий, нанесенных на ячеистый поликарбонат. Сравнение проводили между следующими покрытиями: битумная краска БТ-577 № 1618, применяемая в промышленных солнечных коллекторах; акриловая краска ABRO SPRAY PAINT; многослойное покрытие пермаллой–окись кремния ($FeNi–SiO_2$); многослойное покрытие хром–кремния окись–германий ($Cr–SiO_2–Ge$). Рассмотрены два способа повышения влагостойкости покрытий: обработка подложек перед напылением слоев плазмой тлеющего разряда и нанесение защитного тонкопленочного покрытия на основе поли-п-ксилилена.

Ключевые слова: *влагозащитные, упрочняющие покрытия; поглощающие покрытия; солнечный коллектор; электронно-лучевое напыление; ионная обработка; поли-п-ксилилен.*

The paper shows the results of research to improve the humidity tightness of selective optical coating on cellular polycarbonate. The comparison was made out between the following coatings: pitch paint BT-577 № 1618, used in industrial solar collectors; acrylic paint ABRO SPRAY PAINT; multilayer coating NiFe–silicon oxide ($FeNi–SiO_2$); multilayer coating chromium–silicon oxide–germanium ($Cr–SiO_2–Ge$). Two ways to improve the water-resistant of coatings: treatment of substrates before layers deposition by glow discharge plasma, deposition the protective thin film coatings of poly-p-ksililen.

Keywords: *water-resistant, strengthening coatings; absorbent surface; solar collector; electron beam coating; ion treatment; poly-p-ksililen.*

Целью настоящей работы является повышение устойчивости к воздействию повышенной влажности поглощающих покрытий, нанесенных на поглощающую панель солнечных коллекторов, изготовленных из поликарбоната. Для этого были использованы два метода: обработка подложек перед напылением слоев плазмой тлеющего разряда и нанесение защитного тонкопленочного покрытия на основе поли-п-ксилилена.

В большинстве промышленных *солнечных коллекторов* (СК) приемная панель, выполняемая, как правило, из металла, покрывается неселективной черной краской [1]. Технология нанесения краски достаточно проста, оптические и эксплуатационные характеристики стабильны во времени, себестоимость самая низкая. Однако современная практика и расчеты показывают, что применение селективных покрытий в СК позволяет существенно повысить эффективность СК (от 15 до 40 %) по сравнению с неселективными покрытиями [2]. В последнее время начато активное использование полимерных ячеистых панелей в качестве приемных пластин, что позволяет резко снизить вес конструкций, примерно в шесть раз, упростить технологию изготовления и снизить себестоимость. К настоящему моменту уже созданы поглощающие покрытия на полимерных подложках [3].

Неселективные покрытия

На армированные подложки из поликарбоната (фирмы Bayer) наносили битумную краску БТ-577 № 1618, применяемую в промышленных солнечных коллекторах, и акриловую краску ABRO SPRAY PAINT, применяемую в автомобильной промышленности.

Селективные покрытия

На такие же подложки наносили два вида селективных покрытий: структура пермаллой–окись кремния: FeNi(1 %) – $SiO_2(\lambda/4)$ – FeNi(40 %) – $SiO_2(\lambda/4)$ – FeNi(40 %) – $SiO_2(\lambda/4)$ и структура Cr – Ge – SiO_2: Cr(1 %) – $SiO_2(\lambda/4)$ – Ge(30 %) – $SiO_2(\lambda/4)$ – Ge(40 %) – $SiO_2(\lambda/4)$.

Эти селективные покрытия изготавливали методом вакуумного напыления электронным лучом на установке УВН-71. Контроль за количеством распы-

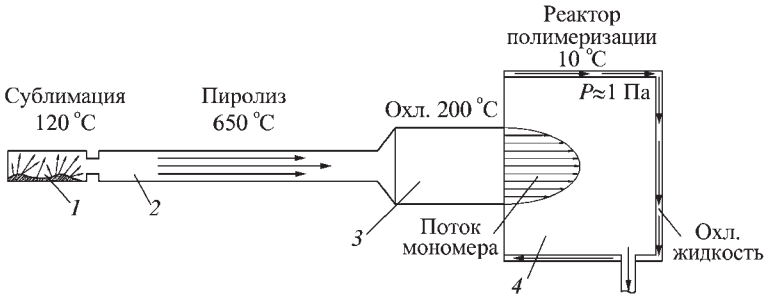


Рис. 1. Схема установки для напыления поли-п-ксилилена:
1 – сублимационная капсула; *2* – камера пиролиза; *3* – камера охлаждения; *4* – реактор полимеризации

ляемого материала производили оптическим методом. Пленки металлов и полупроводника контролировали по оптической плотности (%), а диэлектрические слои SiO_2 – по максимуму интерференции, возникающему при оптической толщине пленки, равной $\lambda/4$, где λ – длина волны, на которой производится оптический контроль.

Одной из наиболее важных эксплуатационных характеристик покрытий, применяемых в СК, является их устойчивость к воздействию повышенной влажности.

Повышение влагостойкости селективных покрытий проводили двумя способами:

• обработка подложек перед напылением слоев плазмой тлеющего разряда: *ионную обработку* (ИО) подложек производили непосредственно перед напылением при разрежении $P = (2...5)\cdot10^{-2}$ Торр при токе разряда 250 мА и напряжении 2500 В в течение 10 и 20 мин;

• нанесение защитного тонкопленочного покрытия на основе поли-п-ксилилена.

Поли-п-ксилилены – ароматические полимеры, которые формируются в процессе газофазной полимеризации толщиной от 100 Å до 20 мкм (в зависимости от времени осаждения) на поверхности образцов.

На рис. 1 показана схема установки для нанесения вышеуказанных покрытий.

Порошок мономера поли-п-ксилилена помещают в сублимационную капсулу *1*, где при температуре 120...130 °С происходит его возгонка. Далее сублимированные молекулы мономера попадают в камеру пиролиза *2*, где при температуре 650 °С превращаются в пары реакционно-способных частиц – интермедиатов. Затем эти пары попадают в камеру *3*, где происходит их охлаждение до температуры 200 °С. После охлаждения, попадая в холодный реактор полимеризации *4*, частицы полимеризуются на твердой подложке, образуя покрытие. Равномерность покрытия обеспечивается за счет вращения подложки.

Для проведения исследования влагостойкости покрытий были изготовлены образцы (подложки из ячеистого поликарбоната) с указанными покрытиями по 5 шт. каждого вида. Для большей достоверности каждый вид был повторен два раза. Образцы с нанесенными покрытиями устанавливали в камеру влаги при температуре 35...40 °С и относительной влажности 99 %. В таблицах 1, 2 приведены усредненные результаты испытаний на устойчивость к повышенной влажности указанного количества образцов.

Деградация битумной краски выражалась в виде отслоения слоя краски от подложки. Деградация акриловой краски выражалась в виде появления на слое краски светлых пятен.

Из табл. 1 следует:

1. Битумная краска на полимерной подложке при повышенной влажности начинает отслаиваться от поверхности уже через трое суток.

2. Акриловая краска стоит 7 суток, а затем начинается деградация, при которой на 14 сутки изменяется внешний вид примерно 10 % площади образцов.

Из табл. 2 следует:

1. Без ИО селективные покрытия стоят не более одного дня.

2. При 10-минутной обработке ИО покрытие $Cr–Ge–SiO_2$ стоит 1 сутки, а покрытие пермаллой–окись кремния – 7 суток.

3. При 20-минутном воздействии ИО покрытие $Cr–Ge–SiO_2$ стоит 3 суток, а покрытие пермаллой–окись кремния – 10 суток.

4. Образцы пермаллой–окись кремния, прошедшие обработку ИО в течение 20 мин, и покрытые слоем поли-п-ксилилена толщиной 1...3 мкм выдерживали воздействие повышенной влажности в течение 14 суток без заметной деградации поверхности.

Таблица 1

Результаты воздействия повышенной влажности на покрытия из красок

Материал	Степень деградации				
	Количество суток				
	1	3	7	10	14
Акриловая краска	А	А	А	Б	Б
Битумная краска	А	А	Б	В	Г

Обозначения. А – нет изменений поверхности; Б – изменения поверхности 5...10 %; В – изменения поверхности до 50 %; Г – изменения поверхности 50...100 %.

Таблица 2

Результаты воздействия повышенной влажности на селективные покрытия

Материал	Обработка подложки	Степень деградации				
		Количество суток				
		1	3	7	10	14
$Cr – Ge – SiO_2$	Без ИО	В	Г	Г	–	–
	ИО 10 мин	А	Б	В	Г	–
	ИО 20 мин	А	А	Б	Б	В
Пермаллой–окись кремния	Без ИО	А	Б	В	Г	Г
	ИО 10 мин	А	А	А	Б	В
	ИО 20 мин	А	А	А	А	В
	ИО 20 мин + ППК	А	А	А	А	А
Примечание: см. обозначения к табл. 1.						

Следует отметить, что эффективность селективного покрытия ухудшается при увеличении толщины защитного слоя. Поэтому должен быть найден компромисс между стабильностью и эффективностью селективного покрытия. При толщинах 1...3 мкм эффективность селективного покрытия пермаллой–окисел снижается на 4...5 %.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что неселективная акриловая краска ABRO SPRAY PAINT и селективное покрытие пермаллой–окись кремния с защитным слоем поли-п-ксилилена толщиной 1...3 мкм могут быть использованы в полимерных СК. При этом применение селективных покрытий повышает эффективность СК на 10...15 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Агнихотри О., Гупта Б.** Селективные поверхности солнечных установок. М.: Мир, 1984.

2. **Даффи Дж.А., Бекман У.А.** Тепловые процессы с использованием солнечной энергии. М.: Мир, 1977.

3. **Попель О.С., Прокопченко И.В., Мордынский А.В., Фрид С.Е., Рыжиков И.А., Ильин А.С., Лапин Р.С.** Опыт разработки солнечных коллекторов из теплостойких пластмасс // Теплоэнергетика. 2008. № 12.

УДК 535.338.43.533.50

Н.А. Кляхина *(Институт химических технологий Восточноукраинского национального университета им. В. Даля, г. Рубежное, Украина)*

Зависимость адгезионных свойств нитридных пленок от способа их получения

Приведены результаты исследования нитридных пленок, полученных двумя методами ионного осаждения. Исследована зависимость адгезионных свойств нитридных покрытий от способа их получения. Установлено, что энергия адгезии покрытий достаточно высокая и меняется в зависимости от метода осаждения.

Ключевые слова: *адгезия, свойства, нитрид, ионная имплантация, конденсация и ионная бомбардировка.*

The results of nitride films investigations, produced by different methods of ionic precipitation, are presented in this paper. Dependence of adhesive properties of nitride covers on the method of their production has been investigated by experimental and calculated methods. Energy of adhesive covers is stated to be rather high, but differs when precipitated by different methods.

Keywords: *adhesion, properties, nitride, ionic implantation, condensation and ionic bombardment.*

Введение

Тонкие пленки находят широкое применение в различных областях науки и техники. Важнейшие задачи, решаемые пленочным материаловедением, – получение пленочных материалов с широким спектром свойств, развитие методов получения пленочных систем с заданными свойствами.

Тонкие пленки – это особый вид конденсированного состояния вещества. По своей структуре и свойствам они существенно отличаются от своих массивных аналогов. Это обусловлено спецификой процесса их формирования: конденсацией молекулярных потоков вещества на поверхность твердого тела, называемого подложкой [1]. Процесс формирования тонких пленок является сложным процессом, состоящим обычно из: адсорбции, образования зародышей новой фазы, стадии эволюции островков новой фазы, стадии взаимодействия островков друг с другом и т.д.

Кинетика каждого из этих процессов по своему влияет на структуру тонких пленок и непосредственно зависит от способа их получения. Также от способа получения пленок и формирования диффузионного слоя зависят их электрофизические и электрохимические свойства [2, 3]. В данной работе представлена зависимость адгезионных свойств пленок от метода их получения.

Методика эксперимента

Нитридные пленки осаждали на подложки Si, Ni, Ti, Ta, Mo и W при использовании титановой мишени, реактивным газом служил азот при давлении $4 \cdot 10^{-4}$ Па. Пленки получали двумя методами: *ионной имплантации* (ИИ), *конденсации и ионной бомбардировки* (КИБ). В процессе напыления напряжение и ток в газовом разряде составляли 380...400 В и 0,6...1 А соответственно, напряжение и ток на мишени – 0,5...2 кВ и 50...60 мкА, напряжение и ток на подложке – 10...20 кВ и 16...50 мкА.

Структурные исследования проводили методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-4 в отфильтрованном CoK_{α}-излучении. Толщину пленок измеряли рентгенографически и методом лучевой микроинтерферометрии (МИИ-4), степень адгезии определяли методом царапания алмазной пирамидой полученных покрытий на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке от 0,5 до 1 г.

Метод ионной имплантации

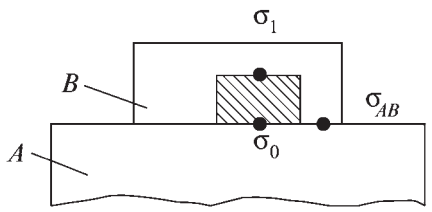
Для оценки адгезии пленок были взяты образцы при t = 10, 60 и 120 мин напыления, данные приведены в табл. 1.

Полученные данные оценки адгезии имеют некоторые различия для разных подложек, что может объясняться различиями величины взаимодействия материала подложки бомбардирующим потоком на начальной стадии напыления, в результате чего формируется переходный слой "подложка-пленка" различной толщины. Кроме того, в нарастающей пленке возникают внутренние напряжения за счет образования оксидных и нитридных слоев и неоднородности структуры пленки по глубине, что и приводит к некоторому снижению величины адгезии системы "пленка-подложка" с увеличением времени напыления. Энергию адгезии (мДж/м^2) для образовавшихся фаз можно рассчитать по формуле, взятой из [4] (рисунок)

Таблица 1

Оценка величины адгезии нитридных пленок, МПа

Материал подложки	Время напыления, мин		
	10	60	120
Ta	12	10	9
Mo	14	12	10
W	10	10	7
Si	10	10	9
Ni	9	9	8
Ti	10	9	9



Распределение поверхностных натяжений твердых тел (*A* и *B*) на границе с газовой средой и при контакте друг с другом

$$\sigma = 0{,}268\left[\frac{\Delta H_{\alpha}}{{}_{\alpha}V_m^{2/3}} - \frac{\Delta H_{\beta}}{{}_{\beta}V_m^{2/3}}\right],$$

$$\sigma_1 = 0{,}268\left[\frac{\Delta H_{\beta}}{{}_{\beta}V_m^{2/3}} - \frac{\Delta H_{\gamma}}{{}_{\gamma}V_m^{2/3}}\right],$$

$$\sigma_{AB} = 0{,}268\left[\frac{\Delta H_{\alpha}}{{}_{\alpha}V_m^{2/3}} - \frac{\Delta H_{\gamma}}{{}_{\gamma}V_m^{2/3}}\right],$$

где σ, σ_1 и σ_{AB} – удельные свободные энергии на границах подложка-зародыш, зародыш-слой адсорбции и подложка-слой адсорбции соответственно; V – соответственно объем фазы (α, β или γ); ΔH – теплота плавления фазы, величина которой берется из справочных данных, или для неорганических материалов оценивается по формуле:

$$\Delta H \approx (5\ldots7)T_{\text{пл}},$$

где $T_{\text{пл}}$ – температура плавления фазы.

С другой стороны из [5] имеем:

$$\sigma_0 = \sigma + \sigma_1 - \sigma_{AB};$$
$$\sigma_{ad} = 2\sigma_1 - \sigma_0 = 2\sigma_1 - \sigma - \sigma_1 + \sigma_{AB} = \sigma_1 + \sigma_{AB} - \sigma.$$

Учитывая, что при ионной имплантации достигается высокое соответствие сопрягаемых решеток, мы принимаем $\sigma \approx 0$. И тогда удельная свободная энергия адгезии $\sigma_{ad} = \sigma_1 + \sigma_{AB}$. Были вычислены энергии адге-

зии образовавшихся нитридных соединений. При этом принималось, что $\sigma_{\text{конд.фазы}} = \frac{1}{1{,}33}\sigma_{\text{тв.фазы}}$ [5].

Так как с течением времени напыления методом ИИ сопряжение решеток подложки и нарастающего нитрида улучшается (уменьшается величина их несоответствия), величина σ должна уменьшится и сумма $(\sigma + \sigma_1)$ может стать меньше величины σ_{AB}, а величина σ_0 – отрицательной. Тогда величина σ_{ad} будет возрастать. Исходя из дифрактограмм [2, 3, 6], получили следующие значения улучшения сопряжения между подложкой и напыленной на нее пленкой, которые приведены в табл. 2. Из табл. 2 следует, что сопряжение решеток улучшилось в 1,7...1,8 раз для пар Ta/Ta_2N и W/W_2N и в 1,1 раза для остальных пар "подложка / нитрид". Согласно табл. 2 получили следующие значения σ_{ad}, которые сведены в табл. 3.

Таблица 2

Улучшения сопряжения между подложкой и напыленной на ней пленкой

Подложка/ нитрид	Величина несоответствия $\Delta a/a$, %		Улучшение сопряжения
	до напыления	после напыления	
W/W_2N	14,8	8,4	1,8
Mo/Mo_2N	31,5	29,6	1,1
Ta/Ta_2N	8,1	4,7	1,7
Ni/Ni_3N	24,3	24,0	1,1
Ti/TiN	43,0	42,0	1,1
Si/Si_3N_4	39,9	35,3	1,1

Примечание: данные получены на основании расширения или сжатия фаз при сопряжении.

Из вышеприведенных данных можно сделать заключение, что адгезия всех пленок на данных подложках сильная [6, 7], несколько уменьшается со временем напыления из-за возникновения напряжений в процессе нарастания пленки. Связано это, очевидно, с более глубоким взаимным проникновением атомов азота и титана с увеличением времени напыления.

Метод конденсации и ионной бомбардировки

Для измерения адгезии пленок были взяты образцы при t = 10, 30 и 60 мин напыления. Адгезию пленок, как и в вышерассмотренном методе, определяли методом отрыва пленки от образца, а также степень адгезии определяли методом царапания при использовании нагрузки от 0,5 до 50 г. Данные об адгезии пленок приведены в табл. 4. Из приведенных данных можно сделать вывод, что с увеличением времени напыления величина адгезии несколько снижается. С увеличением толщины нарастающей пленки в ее объеме возрастают и накапливаются внутренние напряжения, что и приводит к меньшей величине адгезии для пленок большей толщины. Несколько более высокая адгезия пленок, полученных методом КИБ, обусловлена тем, что осаждение осуществляется при температуре 550 °С, которая способствует увеличению взаимной диффузии системы "подложка-пленка" и созданию более широкой переходной зоны.

Кроме того, из дифрактометрических кривых [2, 6] видно, что пленки, полученные методом КИБ, имеют очень малое количество оксида титана, что приводит к снижению внутренних напряжений в пленке, и, как правило, к увеличению степени адгезии пленок. Таким образом, сцепление пленок на подложках тугоплавких и нетугоплавких металлов, полученных методом КИБ, является значительным и в 2 раза превышающим сцепление пленок, полученных методом ИИ [2].

Таблица 3

Величина энергии адгезии (метод ИИ), мДж/м^2

Подложка	Нитрид	σ	$\sigma^{ИИ}$	σ_1	σ_{AB}	σ_0	$\sigma_0^{ИИ}$	σ_{ad}	$\sigma_{ad}^{ИИ}$	$\sigma_{ad}^{ИИ}/\sigma_{ad}$
W	W_2N	439	244	18	456	0	–194	36	236	6,4
Ta	Ta_2N	18	11	98	114	2	–7	194	203	1,1
Mo	Mo_2N	318	293	19	337	0	–23	38	63	1,7
Ti	TiN	508	462	184	326	366	320	2	48	24
Ni	Ni_3N	222	202	14	235	1	–19	27	47	1,7
Si	Si_3N_4	487	443	34	521	0	–44	68	112	1,6

Таблица 4

Оценка величины адгезии нитридных пленок, МПа

Материал подложки	Время напыления, мин		
	10	30	60
Ta	20	18	17
Mo	19...20	18	16
W	20	19	17
Si	18...20	18	16
Ni	19	18	17
Ti	20	19	18

Таблица 5

Величина энергии адгезии (метод КИБ), мДж/м^2

Подложка	Нитрид	σ	σ_1	σ_{AB}	σ_0	$\sigma_{ad}^{КИБ}$
W	W_2N	222	18	456	210	246
Ta	Ta_2N	10	98	114	–8	202
Mo	Mo_2N	266	44	261	49	39
Ti	TiN	411	184	326	269	99
Ni	Ni_3N	184	14	235	–37	65
Si	Si_3N_4	403	34	521	–84	152

Прочность сцепления, как правило, растет с усилением диффузионного взаимодействия пленки и основы за счет образования очагов схватывания на межфазной границе [8, 9]. На наш взгляд, это связано с тем, что повышение времени напыления приводит к снижению главным образом σ (примерно в 1,1 раза [4]), что вызывает усиление сцепления нитридной фазы с соответствующей подложкой, и повышению σ_{ad} пленок, полученных методом КИБ. Полученные данные сведены в табл. 5.

Заключение

Из данных по адгезии (табл. 1, 4) и по определению величины энергии адгезии (табл. 3, 5) видно, что энергия адгезии нитридных пленок высокая, однако в пленках, полученных методом КИБ, она несколько выше энергии адгезии пленок, полученных методом ИИ, что связано со снижением граничной энергии σ, с повышением температуры, благодаря образованию очагов схватывания на межфазной границе. К тому же при использовании метода КИБ может усиливаться доля металлической составляющей связи между фазами в пленке [10] и ослабляться доля ионных связей, что также должно вызывать уменьшение граничных энергий. Усиление адгезии подтверждается качественным измерением адгезии пленок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Новиков В.В.** Теоретические основы микроэлектроники. М.: Высшая школа, 1972.
2. **Игнатенко П.И., Кляхина Н.А., Бадекин М.Ю.** Структура и свойства нитридных пленок, полученных реактивным распылением мишеней алюминия и титана // Металлофизика и новейшие технологии. 2003. Т. 25. № 1. С. 89–97.
3. **Игнатенко П.И., Кляхина Н.А., Бадекин М.Ю.** Получение многослойных нитридных пленок методами реактивного распыления // IX Межд. конф. ФТТП, Ивано-франковск. 2003. С. 45.
4. **Миссол В.** Поверхностная энергия раздела фаз в металлах. М.: Металлургия. 1978. 176 с.
5. **Игнатенко П.И.** Термодинамико-кинетическая теория эпитаксии // Физика и техника высоких давлений. 1999. Т. 9. № 4. С. 11–118.
6. **Игнатенко П.И., Кляхина Н.А., Бадекин М.Ю.** Фазовый состав, кинетика нарастания и свойства нитридных покрытий молибдена, вольфрама и тантала, полученных методом реактивного распыления // Материаловедение. 2003. № 4 (73). С. 36–42.
7. **Игнатенко П.И., Кляхина Н.А., Бадекин М.Ю.** Повышение адгезионной прочности нитридных пленок, полученных методом корпускулярного легирования // III Республиканская конференция по физической электронике, Ташкент. 2002.
8. **Кудинов В.В.** Плазменные покрытия. М.: Наука, 1977. 183 с.
9. **Сиполицын Э.К.** Получение прочного сцепления с подложкой при низкоскоростном газоплазменном напылении жидких металлических частиц. II. Объемная диффузия // ФХОМ. 2003. № 1. С. 42–52.
10. **Моисеев В.Ф., Фукс-Рабинович Г.С., Досбаева Г.К., Шаурова Н.К., Ковалев А.И.** Влияние азота на структуру и свойства упрочняющих поверхностных покрытий на основе титана // ФХОМ. 1991. № 2. С. 118–121.

А.А. Веселовский *(Орский гуманитарно-технологический институт, филиал ОГУ),*
Р.А. Веселовский *(Московский институт стали и сплавов, филиал в г. Новотроицке)*

Особенности формирования диффузионных алюмованадированных слоев на серых чугунах

Рассмотрены вопросы повышения стойкости деталей из серого чугуна СЧ 20 для различных типов гидроцилиндров.
Ключевые слова: *диффузия, диффузионная металлизация, гидравлические цилиндры.*

It is devoted questions of increase offirmness of details from grey pig-iron СЧ 20 for various types of hydrocylinders.
Keywords: *diffusion, diffusive metallization, hydraulic cylinders.*

Развитие многих отраслей современной техники, повышение надежности машин и механизмов, увеличение производительности оборудования и труда в значительной мере зависят от разработки и практического применения различных типов защитных покрытий.

Защитные покрытия, формируемые на сером чугуне, в ряде случаев позволяют вытеснить детали из дорогих легированных чугунов, так как по свойствам практически не уступают последним.

Хорошие литейные свойства серого чугуна, обрабатываемость резанием и антифрикционные свойства делают его незаменимым для изготовления деталей практически любой конфигурации, работающих в условиях трения скольжения и трения со смазкой [1]. Однако долговечность таких деталей низка при высоких удельных нагрузках и особенно в случае попадания в зону трения абразивных частиц [2]. Так, критерий предельного состояния телескопического гидроцилиндра, согласно ГОСТ 16514–96, наступает через 50000 циклов нагружения (двойных ходов). При этом наблюдается полный износ чугунных направляющих.

Такой ресурс работы направляющих телескопических гидроцилиндров, традиционно изготовляемых из серого чугуна СЧ 20, является недостаточным для специальной техники, постоянно занятой работой.

Кроме того, для тяжело загруженной спецтехники, оснащенной одноступенчатыми гидроцилиндрами в условиях неравномерности распределения сил, действующих на шток гидроцилиндра при подъеме или опускании груза, сильных ветровых нагрузках и т.п., может наблюдаться значительный износ таких деталей, как поршень и сквозная крышка, также изготавливаемых из серого чугуна СЧ 20.

Учитывая, что работа во всех отраслях народного хозяйства совершается агрегатами, оснащенными различными типами гидроцилиндров, продление срока службы таких чугунных деталей, как направляющая, поршень и сквозная крышка, сократит количество текущих и капитальных ремонтов агрегата в целом.

Опираясь на выше изложенное, можно заключить, что продление срока службы чугунных деталей гидроцилиндров является актуальной задачей современного развития народного хозяйства.

Для увеличения срока службы чугунных деталей гидроцилиндров было предложено провести термодиффузионное алюмованадирование из порошковой смеси контактным методом.

Образцы из серого чугуна СЧ 20 упрочняли в шихте, содержащей 60 % порошка феррованадия, содержащего 50 % ванадия в своем составе, 4 % хлористого аммония, содержание алюминия в шихте варьировалось 0,5...2,5 %, остальное – окись алюминия.

Процесс упрочнения осуществлялся в установке (на базе печи СУОЛ), представленной на рис. 1.

Температура процесса упрочнения составляла 1000...1020 °С, время упрочнения – 5 ч. После истечения данного времени направляющие остывали с печью до комнатной температуры. При этом вращение реторты не прекращалось.

Фазовый рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-4. Качественный фазовый анализ осуществляли с помощью программы PHAN, позволяющей в автоматическом режиме проводить предварительный отбор присутствующих фаз из банка программы, в котором имеются данные о дифракцион-

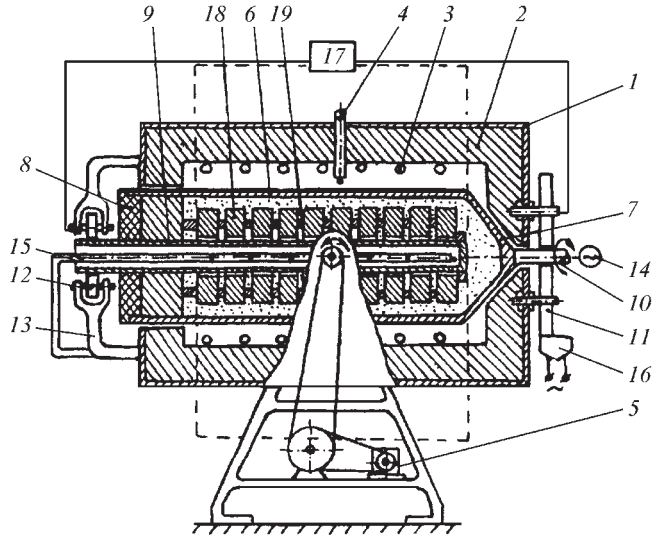


Рис. 1. Установка для термодиффузионного алюмованадирования:
1 – камера нагрева; *2* – цилиндрический муфель; *3* – электродвигатель; *4* – датчик температуры; *5* – механизм поворота; *6* – реторта из жаростойкой стали; *7*, *8* – передняя и задняя крышки; *9* – глуходонная гильза; *10* – вал; *11* – передние катки; *12* – задние катки; *13* – изолятор; *14* – привод вращения; *15* – дополнительные датчики температуры; *16* – вибратор; *17* – источник питания; *18* – упрочняемые детали; *19* – промежуточные вставки

ных спектрах примерно 155 000 неорганических фаз. Окончательный отбор фаз проводили визуальным сравнением штрих-диаграммы спектра каждой фазы с анализируемым спектром, с учетом степени совпадения спектров, рассчитываемой программой для каждой фазы.

Количественный фазовый анализ проводили с помощью программы PHAN (%) того же пакета [3].

Микрорентгеноспектральный анализ осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа JSM 6480 LV со спектром энергетической дисперсии на базе кристалла кремния, допированного бором, с охлаждением кристалла с помощью эффекта Пельтье.

Известно, что карбидные покрытия образуются в насыщающей среде с содержанием 2...3 % мас. алюминия. Введение алюминия в шихту в малом количестве ускоряет диффузию ванадия, но, очевидно, из-за низкого содержания в шихте алюминий диффундирует в основу в незначительном количестве, разрыхляя решетку для проникновения ванадия. Структура упрочненных слоев для образцов из серого чугуна СЧ 20, упрочненных в шихтовых составах, содержащих 0,5; 0,75 и 2 % мас. алюминия (содержание феррованадия во всех случаях составляло 60 %) представлена на рис. 2.

Толщина упрочненного слоя с увеличением содержания алюминия возрастает от 16...20 до 50...60 мкм.

Диффузионный слой непосредственно прилегает к основе без образования обезуглероженного слоя, как это наблюдается в сталях. В покрытии отсутствует графит основы, так как он связывается в карбиды. Микротвердость покрытия изменяется от 2800 кгс/см^2 на поверхности с плавным понижением вглубь до 2000 кгс/см^2.

Снижение твердости вглубь слоя связано с изменением соотношения компонентов покрытия, как это видно из приведенных ниже таблиц 1, 2 и 3, согласно которым, содержание ванадия по толщине уменьшается и растет объемная доля карбида с меньшим мольным процентом ванадия – VC, вместо V_2C, который имеет меньшую твердость [4].

Из приведенных таблиц фазового состава покрытия видно, что при упрочнении образца из СЧ 20 из среды, содержащей 0,75 % алюминия, в нем формируется покрытие, состоящее в основном из фаз V_2C, VC, $(FeV)_3C$ и α–Fe, причем доля V_2C составляет 49 %. Содержание V_2C вглубь слоя уменьшается, VC – растет (см. табл. 1).

При увеличении содержания алюминия в насыщающей среде до 2 % микроструктура остается без изменения (см. рис. 2, *в*), но в поверхности изменяется доля каждого из образующихся карбидов. Объемная доля карбида V_2C уменьшается с 49 до 14 %, а доля карбида VC возрастает до 73 % по сравнению с предыдущим случаем (табл. 1).

При содержании алюминия в среде 2 % он начинает проникать в поверхность и, имея более высокую подвижность, чем ванадий, легирует цементит. На рентгенограмме появляются линии фазы Fe_3AlC (см. табл. 2).

При повышении содержания алюминия в шихте до 2,5 % начинается более интенсивная его диффузия

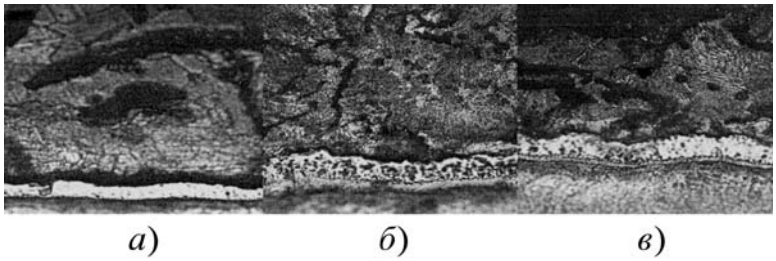


Рис. 2. Микроструктура упрочненного слоя при содержаниях алюминия в шихте (×300):
а – 0,5 %; *б* – 0,75 %; *в* – 2 %

Таблица 1

Результаты рентгеноструктурного количественного фазового анализа образца из СЧ 20 с покрытием из среды, содержащей 0,75 % алюминия

Образец	Фаза	%, объемн.	%, мас.	Период, *a*, Å	Элементный состав при данном фазовом			
					Fe	V	C	O
На поверхности	V_2C	49	56	2,9	2	56	7	17
	VC	5,6	6	4,162				
	$(FeV)_3C$	1,6	2	10,85				
	α–Fe	0,8	1	2,88				
На расстоянии 20...30 мкм	V_2C	30,6	31,9	2,896	10	58	10	10
	VC	29,2	31,6	4,164				
	$(FeV)_3C$	7,7	10	10,84				
	α–Fe	3,0	4,5	2,875				
На расстоянии 50...60 мкм	α–Fe + следы VC	–	–	2,866	–	–	–	–

Таблица 2

Результаты рентгеновского количественного фазового анализа образца из СЧ 20 с покрытием из среды, содержащей 2 % алюминия

Образец	Фаза	%, объемн.	%, мас.	Период, *a*, Å	Элементный состав при данном фазовом			
					Fe	V	Al	C
На поверхности	V_2C	14	16,3	2,896	7	75,7	1	8,7
	VC	73	63,5	4,164				
	Fe_3AlC	1,2	3,4	3,771				
	α–Fe	6	4,6	2,87				
На расстоянии 40...50 мкм	VC	36	38,6	4,17	64	14	3	9
	Fe_3AlC	0,4	1,4	3,771				
	α–Fe	63,6	60	2,875				
На расстоянии 60...70 мкм	VC	11	8,2	4,17	93	5,8	–	1,2
	α–Fe	89	91,8	2,868				
На расстоянии 90...100 мкм	Только феррит α–Fe	–	–	2,867	–	–	–	–

в поверхность с увеличением объемной доли фазы Fe_3AlC до 32 % (табл. 3), при этом диффузия ванадия начинает подавляться, карбиды V_2C исчезают, а доля карбидов VC уменьшается до 58 %.

Анализируя выше изложенное, можно сказать, что увеличение содержания алюминия в шихте выше 2...2,5 % значительно снижает объемную долю карбидов ванадия, а следовательно, и износостойкость алюмованадированного слоя из-за блокировки диффузионного потока ванадия алюминием [5].

Применение составов, содержащих алюминий в количестве ниже 2...2,5 %, способствует образованию тонких высокотвердых покрытий, состоящих из карбидов ванадия. Такие покрытия характеризуются низкой коррозионной стойкостью в сравнении с алюмованадированными покрытиями, в которых присутствуют фазы, содержащие алюминий.

Достоверность предположения о диффузионном образовании карбидов ванадия подтверждается микрорентгеноспектральным анализом (рис. 3 и 4),

Таблица 3

Результаты рентгеновского количественного фазового анализа образца из СЧ 20 с покрытием из среды, содержащей 2,5 % алюминия

Образец	Фаза	%, объемн.	%, мас.	Период, *a*, Å	Элементный состав при данном фазовом			
					Fe	V	Al	C
На поверхности	VC	58	33,8	4,165	49	25	17	9
	Fe_3AlC	32	61	3,771				
	α–Fe	10	5,2	2,874				
На расстоянии 40...50 мкм	VC	26	20	4,165	75	16	5,5	3,5
	Fe_3AlC	17	42	3,771				
	α–Fe	57	38	2,874				
На расстоянии 60...70 мкм	VC	6,8	6,1	4,165	90	5	4	1
	Fe_3AlC	9,1	26,8	3,771				
	α–Fe	84,1	67,1	2,874				
На расстоянии 90...100 мкм	α–Fe + следы Fe_3AlC	–	–	–	–	–	–	–

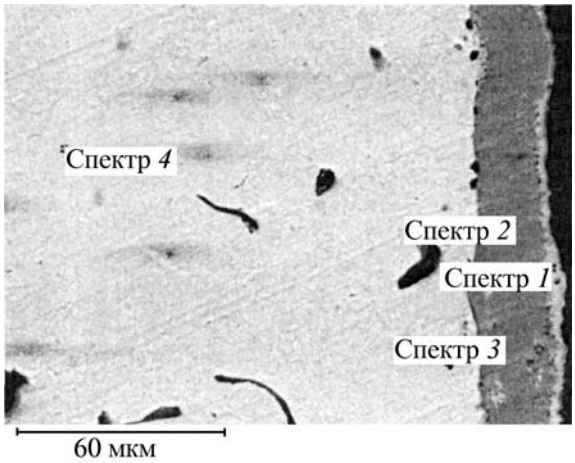


Рис. 3. Микроструктура алюмованадированного образца

сделанным от образца, который был упрочнен в среде с содержанием алюминия 2 %.

Элементный состав покрытия в анализируемых точках представлен в табл. 4.

Согласно полученным данным микрорентгеноспектрального анализа основной слой покрытия представлен карбидами V_2C и VC (Спектр *2*), образовавшимися в результате диффузии ванадия вглубь поверхности и соединении его с углеродом графита. После образования карбидного слоя толщиной 15...20 мкм под действием градиента концентрации по железу между покрытием и насыщающей средой в слой карбида начинает проникать железо с образованием тонкого поверхностного слоя, обогащенного железом (Спектр *1*). Толщина такого слоя составляет несколько микрон.

Наличие такого внешнего слоя благоприятно скажется на процессах приработки пар трения, так как отличается по твердости от основного карбидного слоя.

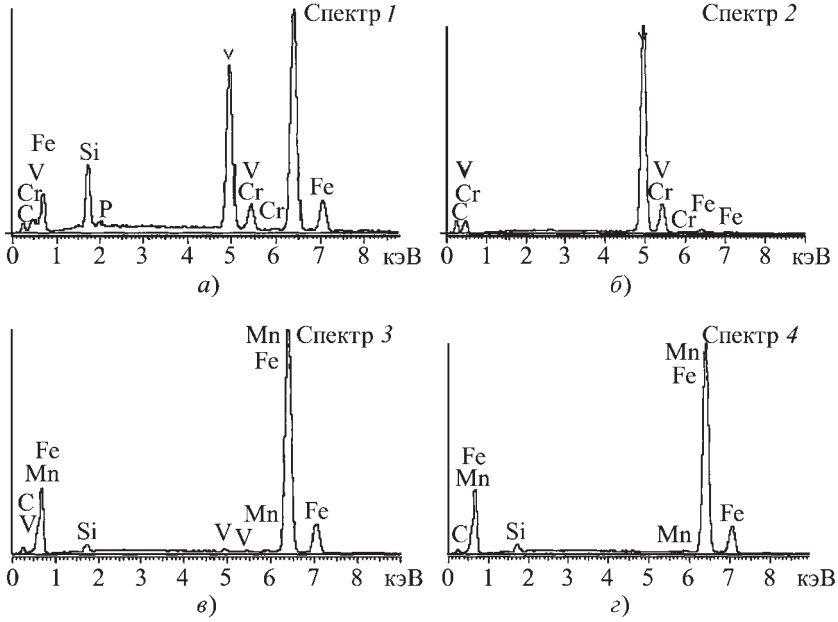


Рис. 4. Спектрограммы от анализируемых точек (см. рис. 3):
а – внешний светлый слой; *б* – темный (основной) слой; *в* – прилегающая к покрытию зона; *г* – основа чугуна

Таблица 4

Элементный состав покрытия в анализируемых точках

%	Спектр	Элементный состав						
		C	Si	P	V	Cr	Mn	Fe
Ат.	Спектр *1*	31,29	10,73	0,84	18,6	0,33	–	38,22
мас.		9,89	7,92	0,69	24,92	0,45	–	56,13
Ат.	Спектр *2*	49,97	–	–	48,31	0,41	–	1,31
мас.		19,02	–	–	77,99	0,67	–	2,32
Ат.	Спектр *3*	37,69	2,38	–	0,45	–	0,32	59,17
мас.		11,71	1,73	–	0,59	–	0,45	85,51
Ат.	Спектр *4*	28,61	2,83	–	–	–	0,51	68,05
мас.		8,08	1,87	–	–	–	0,66	89,39

Выводы

1. Наличие алюминия в реакционной среде для термодиффузионного насыщения деталей из серого чугуна ванадием и алюминием в количестве до 2...2,5 % мас. увеличивает толщину карбидного слоя в сравнении с чистым ванадированием, но снижает микротвердость формируемого покрытия, так как снижается объемная доля карбида ванадия V_2C, обладающего высокой микротвердостью.

2. Увеличение содержания алюминия в реакционной среде более 2...2,5 % резко сокращает количество карбидов ванадия V_2C и VC в покрытии пропорционально увеличению концентрации алюминия в шихте.

3. Детали из серого чугуна СЧ 20 для гидроцилиндров, упрочненные из среды, содержащей 2...2,5 % алюминия и 60 % феррованадия, марки ФВо50У03, могут эксплуатироваться в условиях "масляного голодания" для аварийного завершения работ агрегатом, в условиях трения со смазкой, загрязненной абразивными частицами, которые попадают на выдвинутые штоки гидроцилиндров под действием ветров и воздуха рабочей зоны.

В случае длительного хранения "сухого" гидроцилиндра в атмосферных или производственных условиях во избежание "схватывания" упрочненных деталей под действием паровой коррозии, в покрытии присутствует в небольшом количестве алюминий в виде фазы Fe_3AlC, повышающий коррозионную стойкость ванадированных покрытий.

4. Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа внешний тонкий слой покрытия (Спектр *1*) обогащен железом и имеет меньшую твердость в сравнении с основной массой слоя. Но, учитывая малую его толщину (несколько микрон), можно сказать, что его наличие должно обеспечить хорошую прирабатываемость упрочненных чугунных деталей при трении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шерман А.Д., Жуков А.А.** Чугун. Справочник. 1991. 576 с.

2. **Шверков Е.Л., Ровинский Д.Я., Зозуля В.Д., Браун Э.Д.** Словарь-справочник по трению, износу и смазке деталей машин. Киев: Наукова думка, 1979. С. 183.

3. **Шелехов Е.В., Свиридова Т.А.** Программы для рентгеновского анализа поликристаллов. Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. № 8. С. 16–19.

4. **Самсонов Г.В., Винницкий И.М.** Тугоплавкие соединения. Металлургия. 1976.

5. **Веселовский А.А., Завалищин А.Н.** Исследование кинетики совместного термодиффузионного насыщения серого чугуна алюминием и ванадием из порошковой смеси контактным способом // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 8.

В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, А.А. Евстигнеев, А.А. Дебеляк
(Комсомольский-на-Амуре ГТУ)

Интенсификация процессов диффузионного легирования металлами и металлоидами поверхностных слоев деталей из конструкционных материалов

Установлена интенсификация диффузионной металлизации сталей и сплавов в виброожиженном слое смеси порошков легирующих элементов и углеграфитовых материалов. Представлены: оптимальные условия псевдоожижения; кинетика и температурная зависимость различных видов диффузионного легирования; однокомпонентное и многокомпонентное диффузионное легирование металлами и металлоидами поверхностных слоев деталей из конструкционных сталей и их влияние на повышение износостойкости, окалиностойкости и коррозионной стойкости.

Ключевые слова: *насыщающий элемент, диффузионное легирование, электромагнитный вибратор, ускорение вибрации, газопоглотитель – геттеры, адсорбция, виброожиженный слой, алитирование, борирование, хромирование, титанирование, микроструктура.*

Investigations ascertained possibility of diffusion metallization of steels and alloys in a mixture of powders of saturating elements and coal-graphite materials. Optimal conditions for vibro-fluidization were presented. There were detected kinetics and temperature dependence of different kinds of diffusion alloying. Possibility of performing of multi-component diffusion saturation of surfaces of steels and alloys is proved in order to improve operational characteristics of structures.

Keywords: *saturant element, diffusion alloying, electromagnetic vibrator, acceleration vibration, degasifier–getter, adsorption, vibro-fluidization coat, alitizing, boronizing, chromium coating, titanizing, microstructure.*

Введение

В настоящее время наблюдается резкое увеличение доли металлических композиционных материалов в конструкциях перспективных изделий авиационной, космической, энергетической и другой техники. Интегральное снижение эксплуатационных расходов, которое дает достижение нового уровня эксплуатационных характеристик, перекрывает издержки на разработку и изготовление этих материалов. В общем технологическом процессе изготовления деталей из металлических композиционных материалов в условиях их наноструктурирования внимания заслуживают процессы диффузионного легирования поверхностей деталей различными элементами и их комбинациями.

Целью настоящей работы являлось исследование интенсивности процессов однокомпонентного и многокомпонентного диффузионного легирования металлоидами (бором, кремнием) и металлами (хромом, алюминием и титаном) поверхности опытных образцов и деталей из сталей, сплавов и тугоплавких металлов в псевдоожиженном слое углеродистых (графитизированный электрод) частиц.

Методика проведения исследований

Для проведения исследований была создана универсальная лабораторная печь, взаимозаменяемость отдельных узлов (контейнер с плавким зазором, герметичный контейнер с водоохлаждаемой крышкой, контейнер с песочным затвором) которой позволяла проводить процессы диффузионного легирования в вибропсевдоожиженном слое порошковой смеси углеграфитовых частиц и легирующих элементов в вакууме, в автовакууме, в автономной защитной среде. Псевдоожижение слоя создавали электромагнитным вибратором, ускорение вибрации A_{ω^2} от 295 до 1482 м/с^2. Исследовали диффузионное легирование поверхности образцов из армко-железа, сталей 08кп, 25, У10А, 1Х18Н9Т, титановых сплавов: ОТ4-1, ВТ3-1, ВТ6с, ВТ14 и молибдена металлами и металлоидами.

В качестве легирующих элементов использовали порошки соответствующих технически чистых элементов. Добавками к насыщающим порошкам в качестве носителей и активаторов служили порошок графитизированного электрода и для сравнения порошок химически чистой окиси алюминия, а также порошок безводного хлористого аммония. Макро- и микроструктуры образцов исследовали на оптическом микроскопе Neofot-23, растровом электронном микроскопе. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3М.

Эксплуатационные свойства диффузионных слоев, абразивный износ, окалиностойкость, кислотостойкость оценивали соответственно: по количеству металла, уносимого с единицы площади поверхности

образца струей аэропотока с абразивом из кварцевого песка; по привесу на единицу площади при заданной температуре; по убыли веса на единицу площади после выдержки в концентрированных кислотах.

Термостойкость молибдена оценивали по методике, приведенной в работе [1]. Молибденовые образцы изготавливали из проволоки ∅ 0,8 мм следующего состава примесей: Cr – 0,003 %; Ni – 0,001 %; Co – 0,01 %; Mg – 0,0054 %; Fe – 0,006 %; Cu – 0,06 %; Al – 0,0026 %, C – 0,019 %; N – 0,005 %; Mo – основа. Проволоку предварительно подвергали отжигу при 1200 °C в вакууме 10^{-4} мм рт. ст. без азотной ловушки.

Для достоверности результатов исследований проводили не менее пяти процессов диффузионного легирования для каждого варианта. При испытании эксплуатационных характеристик результаты оценивали среднеарифметическим значением из десяти испытанных образцов.

Результаты исследований и их обсуждение

Высокая продолжительность процесса диффузионного легирования поверхности деталей является одним из существенных недостатков, который определяется промежутком времени, необходимым для разогрева до заданной температуры, градиентом концентрации (градиент химического потенциала) диффундирующего элемента и его коэффициентом диффузии.

Время разогрева насыщающей среды и обрабатываемых деталей – один из значимых факторов, определяющих длительность процесса диффузионного легирования. Максимально возможная скорость разогрева обрабатываемых деталей достигается при использовании высококонцентрированных источников энергии, таких как: дуговой разряд, электронный луч, лазерный луч, плазма, ТВЧ и ряд других. Но для этого требуется сложное и дорогостоящее оборудование.

Циркуляционный метод [2] получения диффузионных покрытий из газовой фазы имеет ряд преимуществ по сравнению с упомянутыми выше методами. Его отличают простота исполнения, возможность получать многокомпонентные покрытия на наружной и внутренней поверхностях деталей одновременно. Однако этот метод в большинстве случаев исключает возможность существенного повышения градиента химического потенциала насыщающего элемента за счет как каталитического воздействия добавок катализаторов, так и образования промежуточных высокореактивных соединений радикалов [3].

Поэтому особого внимания заслуживают процессы диффузионного легирования поверхности деталей в псевдоожиженном слое углеродных частиц: графитовые угли (графитированный электрод, угольный электрод), поскольку эти частицы в сравнении с древесными углями имеют бо́льшую механическую прочность [4].

При этом возможно использование любого способа нагрева виброожиженного слоя порошковой смеси (даже дуговым разрядом низкотемпературной плазмой); достижение значительной интенсификацией диффузионных процессов; осуществление процессов диффузионного легирования в широком диапазоне температур от 0 до 1800 °C [5].

Исследованием интенсивности прогрева садки образцов до заданной температуры диффузионного легирования было установлено, что центр контейнера с насыщающей смесью в неподвижном слое прогревался до 950 °C за 55 мин, а при псевдоожижении – за 12 мин, т.е. более чем в 4 раза быстрее.

Таким образом интенсивность прогрева деталей в псевдоожиженном слое порошковых частиц практически сопоставима с интенсивностью прогрева в расплавах солей и металлов.

Известно [6], что особенности формирования диффузионного слоя связаны с изменением условий массопереноса на поверхности металла. На границе насыщающая среда – металл могут осуществляться следующие сорбционные процессы: адсорбция – скопление ионов, ионизированных или нейтральных радикалов, промежуточных соединений диффундирующего элемента (адсорбанта) как первый процесс взаимодействия насыщающей среды с поверхностью металла, хемосорбция – электронное взаимодействие адсорбированных ионов с атомами поверхностного слоя металла, а также и физическая и химическая адсорбция – поглощение адсорбанта, который вступает в электронное взаимодействие с металлом.

Как видно из данных рис. 1, процесс диффузионного легирования деталей в псевдоожиженном слое интенсифицируется в 2–3 раза по сравнению с неподвижным слоем и позволяет приблизить его к интенсивности насыщения из расплавов солей.

При насыщении в неподвижном слое для получения сплошного диффузионного покрытия количество добавок в насыщающие среды должно быть менее 50 %, а в псевдоожиженном слое около 70...80 %, как видно из рис. 1, *а*.

Чем выше дисперсность и легче по удельному весу насыщающая среда, тем при большем количестве добавок получаются сплошные диффузионные покрытия. При алитировании в алюминиевой пудре сплошные покрытия на образцах получаются при добавлении 90 % графитизированных частиц.

В неподвижном слое покрытие практически отсутствует. Грануляция порошков хрома, кремния и

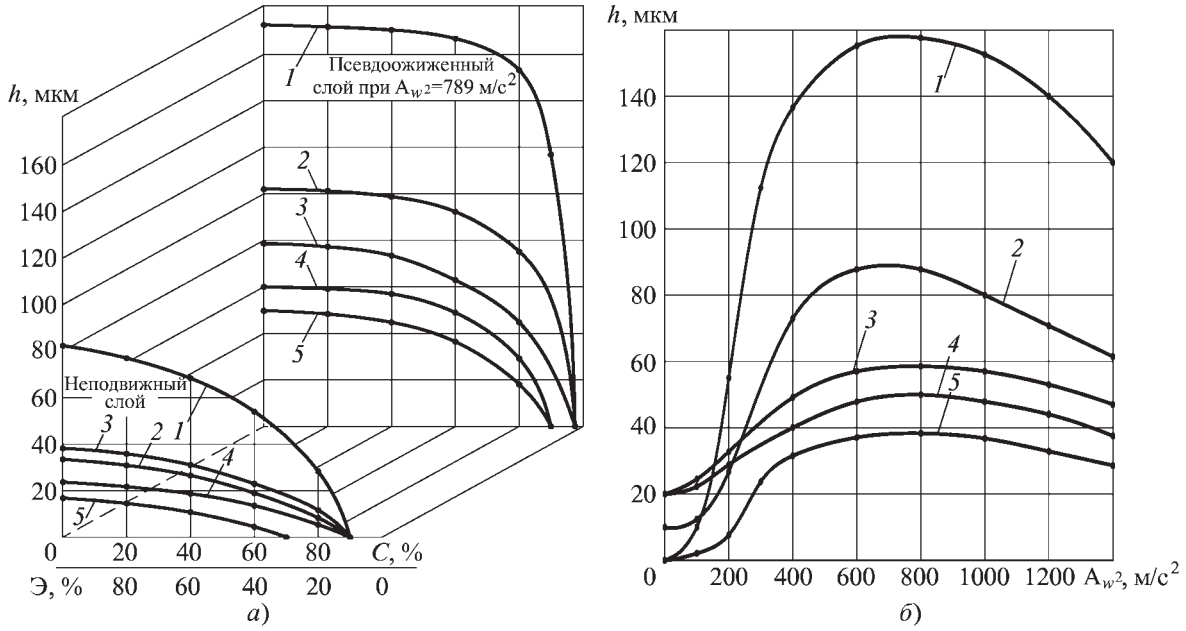


Рис. 1. Изменение глубины диффузионного слоя на образцах технического железа в зависимости:
а) – от количества добавок графитизированных частиц к частицам легирующих элементов (*1* – Al; *2* – B; *3* – Ti; *4* – Si; *5* – Cr); *б*) – от режимов псевдоожижения при оптимальном соотношении порошков графитизированных частиц и легирующих элементов (*1* – C 90 % + Al 10 %; *2* – C 70 % + B 30 %; *3* – C 70 % + Ti 30 %; *4* – C 70 % + Si 30 %; *5* – C 70 % + Cr 30 %). Диффузионное насыщение при 970 °C 2 часа. Добавки к порошкам – NH_4Cl – 1 %

ферротитана была около 0,1...0,15 мм и сплошные покрытия получились при добавлении уже не 90, а только 70 % графитизированных частиц. Оптимальными составами при исследовании закономерностей диффузионной металлизации были для алитирования 10 % алюминиевого порошка, для всех других процессов 30 % порошка насыщающего элемента, остальное – графитизированные частицы.

Как видно из данных рис. 1, *б*, в первоначальный момент времени до определенной величины ускорения вибрации существенного изменения глубины диффузионного слоя на поверхности образцов армко-железа не наблюдается. При дальнейшем увеличении ускорения вибрации происходит резкое (скачкообразное) увеличение глубины диффузионного слоя до максимума с последующим уменьшением. Такая закономерность интенсификации объясняется интенсивностью перемешивания насыщающей среды, подводом активной составляющей легирующих элементов к поверхности насыщения. Некоторое уменьшение интенсивности насыщения поверхности образцов из армко-железа при увеличении ускорения вибрации связано с уплотнением насыщающей среды, особенно в вибропсевдоожиженном слое.

Полученные результаты исследований (рис. 1, табл. 1) свидетельствуют о том, что в псевдоожиженном слое насыщающей среды существенным образом

Таблица 1

Интенсивность насыщения бором заготовок в зависимости от состава насыщающей среды и условия взаимодействия с окружающей средой

Насыщающая среда*	Глубина слоя в мм**		
	Железо	Сталь 25	1Х18Н9Т
В контейнере с плавким затвором:			
50 % B+49 % Al_2O_3 + + 1 % NH_4Cl	0,100	0,0900	0,072
50 % B + 49 % C + + 1 % NH_4Cl	0,095	0,0820	0,072
30 % B + 69 % C + + 1 % NH_4Cl	0,086	0,0810	0,076
30 % B +70 % C	0,720	0,0720	0,063
В вакууме 1,10...4 мм рт.ст. 30 % B + 70 % C	0,108	0,0950	0,081
В герметичном контейнере 30 % B + 70 % C	0,089	0,0909	0,072

*Борирование при 970 °C два часа в псевдоожиженном (A_{ω^2} = 789 м/с^2) слое порошка аморфного бора (B) с добавками окиси алюминия (Al_2O_3) и графитированных частиц (C).

**Значение глубины слоя рассчитывалось как среднеарифметическое из пяти образцов с точностью до 0,001 мм.

достигается интенсификация процессов диффузионного легирования, вызванного изменением градиента химического потенциала, в частности градиента концентрации легирующего элемента.

Из второго закона диффузии Фика $\frac{dm}{dx} = D\text{grad}C$, где dm – количество диффундирующего элемента в любой момент времени, D – коэффициент диффузии, grad$C$ – градиент концентрации элемента, следует, что для более полного обеспечения диффузионного процесса необходимо подводить диффундирующий элемент к поверхности в соответствии с изменением grad$C$. Следовательно, чем больше будет подводиться диффундирующего элемента с последующей его абсорбцией, тем больший градиент концентрации будет создаваться, тем интенсивнее будет идти процесс насыщения.

Абсорбция, по-видимому, может быть лимитирующим звеном, определяющим общую скорость процесса. Скорость абсорбции может быть выражена формулой, предложенной профессором И.Ф. Афронским (г/см^2 в час):

$$V_c = \frac{dG}{dT} = 11{,}5 \cdot 10^4 \frac{P(C_о - C_и)}{\sqrt{TM_г}} A_э e^{-Q/RT},$$

где P – давление; $C_о$ и $C_и$ – концентрации активной составляющей газовой фазы, движущейся к металлу и от него соответственно; $A_э$ – атомный вес растворимого элемента; e – основание натурального логарифма; Q – энергия абсорбирования; R – газовая постоянная; T – температура; $M_г$ – молекулярный вес активной составляющей газа.

Из данных табл. 1 видно, что графитизированные частицы подобно окиси алюминия можно с успехом использовать в качестве добавок в насыщающие среды. Добавки безводного хлористого аммония в количестве одного процента интенсифицируют процесс борирования на 10...20 %, а вакуумирование – на 25...70 %. Уменьшение избыточного давления в герметичном контейнере позволяет получать подобные слои для насыщения в контейнере с плавким затвором.

Резюмируя изложенное, можно с достаточно высокой степенью уверенности констатировать, что вибропсевдоожиженный слой порошковых смесей насыщающего элемента и графитизированных частиц воздействует на активизацию поверхности частиц насыщающего элемента и насыщаемой поверхности металла за счет постоянной транспортировки и обновления насыщающей среды на поверхности металла (при этом практически исключаются процессы рекомбинации: ионов в атомы, ионизированных радикалов и промежуточных соединений в устойчивые соединения, создавая тем самым условия для получения высокой концентрации диффундирующего элемента по всей обрабатываемой поверхности.

Как видно из данных рис. 2, для диффузионного слоя зависимость его толщины h от продолжительности насыщения τ подчиняется параболическому закону: $h = k\tau^2$ и для железа, и для титанового сплава ОТ4-1 при диффузионном насыщении различными элементами.

Температурная зависимость толщины диффузионного слоя, как и коэффициент диффузии насыщающего элемента, подчиняется экспоненциальному закону.

Общеизвестно, что любой элемент растворяется в металле лишь в том случае, если химический потенциал его в насыщенной среде выше, чем в металле. Скорость проникновения атомов в глубь металла определяется градиентом химического потенциала и диффузионной подвижностью насыщающего элемента в металле (т.е. коэффициентом диффузии). Процесс диффузионного легирования поверхности образцов из сталей и сплавов в виброожиженном слое смеси порошков легирующих элементов и углеродных частиц включает одновременно протекающие стадии:

- разогрев до заданной температуры;
- очистка легируемой поверхности образцов;
- активация насыщающей среды и поддержание градиента химического потенциала, а именно градиента концентрации насыщающего элемента по всей поверхности;
- перемещение насыщающего элемента в металле образца, т.е. диффузионная стадия.

Таким образом в условиях диффузионного легирования поверхности металлов и сплавов в псевдоожиженном слое порошковых смесей суммарная скорость перемещения насыщающего элемента в металле, т.е. диффузионная стадия, будет определяющей.

Интенсификация процесса диффузионного легирования будет зависеть от коэффициента диффузии насыщающего элемента в насыщаемом металле.

Как видно из данных рис. 3, существенное влияние на процесс диффузионного легирования оказывает состав легируемой стали или сплава. Чем больше содержание углерода в железе, тем меньше глубина диффузионного слоя; более легированная сталь при малом содержании углерода имеет меньшую глубину диффузионного слоя по сравнению со сталью, имеющей такое же малое содержание углерода [7].

Исследования закономерностей диффузионного насыщения поверхностного слоя титановых сплавов азотом и бором в изолированном объеме сухого воздуха проводили на образцах из сплавов: ВТ1-1; ОТ4-1; ВТ3-1. Образцы в порошке углеродосодержа-

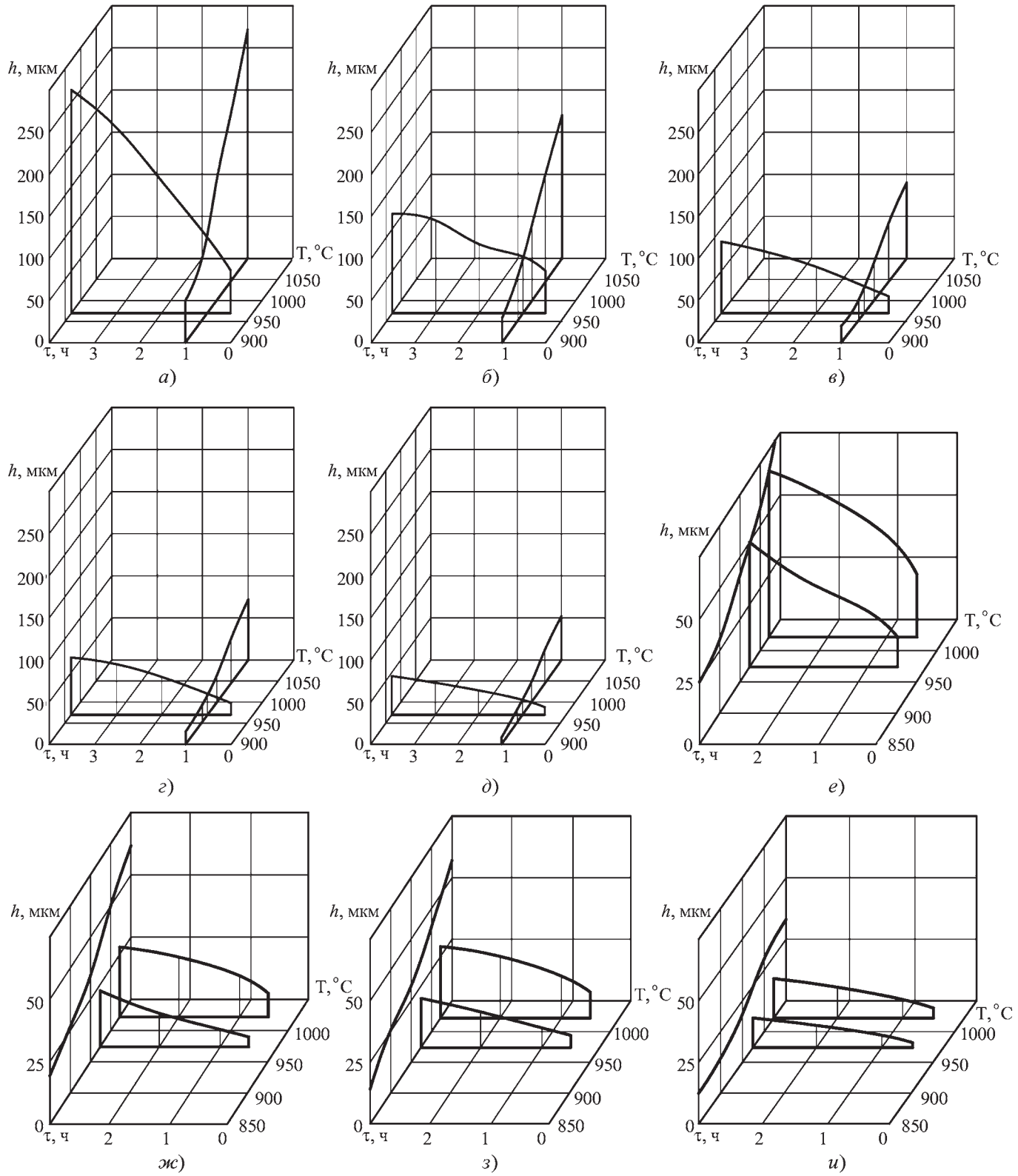


Рис. 2. Изменение диффузионных слоев образцов из армко-железа (*а–д*) и сплава ОТ4-1 (*е–и*) в зависимости от температуры, времени выдержки при различных видах легирования (алитирование (*а*, *е*); борирование (*б*, *ж*); титанирование (*в*); силицирование (*г*, *и*); хромирование (*д*, *з*)) поверхности образцов в виброожиженном слое графитизированных частиц

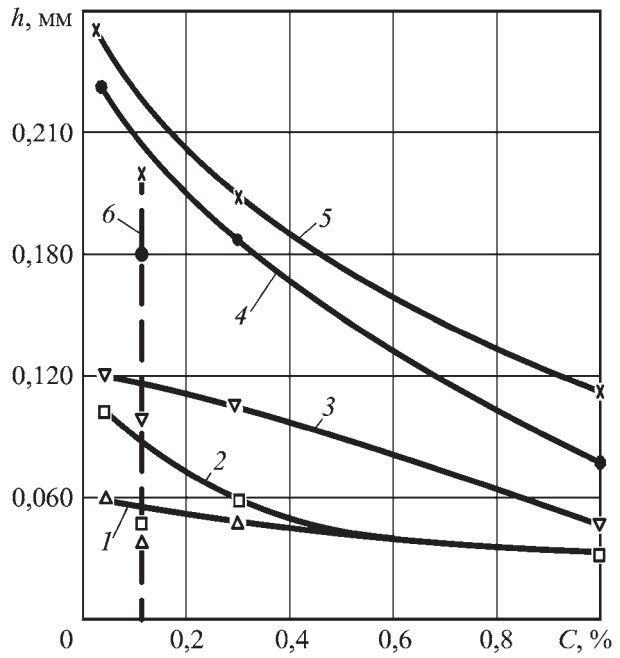


Рис. 3. Влияние содержания углерода в стали и легирующих элементов на диффузионное насыщение их поверхности в псевдоожиженном ($A_{\omega^2} = 789$ м/с^2) слое углеграфитовых частиц и насыщающих элементов в соотношении:
1 – С 70 % + Cr30 %; *2* – С 70 % + Si 30 %; *3* – С 70 % + Ti 30 %; *4* – С 70 % + В 30 %; *5* – С 90 % + Al 10 %.
1–5 – образцы углеродистых сталей; *6* – образцы из стали 12Х18Н10Т

щих частиц, а также в смеси из порошков углесодержащих частиц и аморфного бора загружали в герметично завариваемые трубки из углеродистой стали. Кислород воздуха во всех случаях связывался добавками магниевой стружки.

При сопоставлении результатов изменения давления в изолированном объеме и глубины диффузионных слоев оказалось, что насыщение осуществляется в три стадии: через пленку нитридов, при ее отсутствии и при вакуумном травлении. Самый интенсивный процесс диффузионного насыщения наблюдается на второй стадии, когда исчезает пленка нитрида титана, а процессы вакуумного травления еще незначительны, т.е. в интервале разряжения $4{,}3\cdot10^4$... $1{,}3\cdot10^3$ Па. На третьей стадии наблюдается интенсивное вакуумное травление.

Из табл. 2 видно, что процесс насыщения азотом наблюдается во всех случаях, насыщения углеродом практически не происходит, бор, как и азот, диффундирует во всех случаях.

Насыщение азотом и бором объясняется тем, что азот диффундирует из газовой фазы, а бор – из парогазовой.

Как известно, для насыщения углеродом поверхности сталей и сплавов в безкислородной среде необходимо обеспечить металлический контакт между насыщаемой сталью и наносимым углеродом. Свободная засыпка не обеспечивает этих условий. На

Таблица 2

Влияние температуры и времени выдержки на диффузионное насыщение поверхности титановых сплавов азотом и бором в изолированном объеме сухого воздуха

Насыщающая среда	Титановый сплав	Масса $1\cdot10^{-2}$ кг/м^2		Микротвердость поверхности H_μ, ГПа		Глубина слоя (до микротвердости $H_\mu = 6{,}0\cdot10^{-3}$ ГПа), мкм	
		900 °С; 24 ч	1100 °С; 2 ч	900 °С; 24 ч	1100 °С; 2 ч	900 °С; 24 ч	1100 °С; 2 ч
Порошок графитированного электрода	ВТ1-1	0,40	–	8,50	9,41	0,035	0,03
	ОТ4-1	0,20	–	8,50	9,41	0,018	0,015
	ВТ3-1	0,32	–	8,50	9,41	0,027	0,025
Порошок аморфного бора	ВТ1-1	2,10	2,18	25,00	25,00	0,052	0,038
	ОТ4-1	1,70	1,24	25,00	25,00	0,045	0,032
	ВТ3-1	1,87	1,75	25,00	25,00	0,044	0,025
Смесь из порошков графитированного электрода и аморфного бора (50 %+50 %)	ВТ1-1	1,91	1,75	16,00	19,00	0,046	0,038
	ОТ4-1	1,38	1,20	16,00	19,00	0,031	0,027
	ВТ3-1	1,47	1,32	16,00	19,00	0,034	0,025

Примечание. Значение глубины слоя рассчитывалось как среднеарифметическое из пяти образцов с точностью до 0,001 мм.

интенсивность процесса насыщения азотом и бором существенное влияние оказывают температура, время выдержки, а также химический состав сплавов.

Из табл. 3 и 4 видно, что в псевдоожиженном слое графитизированных частиц можно проводить эффективное диффузионное насыщение поверхности образцов из сталей, тугоплавких металлов и титановых сплавов различными металлами и металлоидами.

Микроструктура железа и сталей после борирования представляет собой игольчатое строение боридов, ориентированных перпендикулярно поверхности образца (рис. 4). Цветное травление борированного железа выявляет четко тетрагональный борид Fe_2B желтого цвета и ромбический борид FeB темно-сиреневого цвета [8]. Наличие этих фаз косвенно подтверждается замером микротвердости и микроТЭДС (рис. 5). Хромированный, силицированный, титанированный и алитированный слои на сталях выявляются либо в виде столбчатых зерен, либо в виде светлой нетравящейся зоны. В микроструктуре (см. рис. 4) хромированного слоя технического железа четко виден слой, примыкающий с внутренней стороны к столбчатым зернам. Он имеет утолщения по границам зерен железа, что свидетельствует о более интенсивной диффузии хрома по границам зерен. Светлый диффузионный слой на высокоуглеродистых сталях имеет карбидную природу, что подтверждают высокие значения микротвердости по глубине слоя (см. рис. 5). Хромированный слой на стали 1Х18Н9Т имеет три зоны, различающиеся по микротвердости и структуре (см. рис. 4 и 5).

Таблица 3

Влияние режимов металлизации образцов из разных материалов на глубину диффузионного слоя

Диффузионное насыщение	Температура, °С*	Глубина слоя, мм**			
		Сталь 25	У10А	1Х18Н9Т	Mo
Борирование	970	0,108	0,045	0,090	0,010
	1070	0,144	0,075	0,136	0,016
Хромирование	970	0,052	0,036	0,054	0,004
	1100	0,144	0,072	0,081	0,016
Силицирование	1100	0,280	0,018	0,270	0,039
Титанирование	1100	0,216	0,108	0,230	0,028
Алитирование	970	0,190	–	0,144	0,040
	1070	0,220	–	0,170	0,044

*Время выдержки при температурах насыщения 970 и 1100 °С составляло 4 ч, при 1070 °С – 2 ч.

**Значение глубины слоя рассчитывалось как среднеарифметическое из пяти образцов с точностью до 0,001 мм.

Таблица 4

Влияние режимов металлизации образцов из титановых сплавов на глубину диффузионного слоя при выдержке 3 ч

Диффузионное насыщение	Марка сплава	Температура, °С	Глубина, мкм	$H_{\mu 50}$, ГПа
Борирование 70 % С+30 % В	ВТ14	900	21	–
		950	16	–
		1030	53	23...30
	ВТ3-1	900	12	–
		950	25	–
		1030	45	–
Хромирование 70 % С+30 % FeCr	ВТ14	900	19	11...30
		950	37	–
		1030	58	15...30
	ВТ6с	1030	62	–
	ВТ3-1	1030	49	–
Силицирование 70 % С+30 % Si	ВТ14	900	7	–
		950	19	–
		1030	27	22...30
	ВТ3-1	1030	23	–
	ВТ6с	1030	29	–
Алитирование 90 % С+10 % Al	ВТ14	900	27	15...30
		950	36	–
		1030	51	–
	ВТ3-1	1030	41	–
	ВТ6с	1030	57	–

Примечание. Значение глубины слоя рассчитывалось как среднеарифметическое из пяти образцов с точностью до 1 мкм.

Микроструктура алитированного слоя имеет сложный состав, что подтверждается замерами микротвердости и микроТЭДС. Микростуктура алитированного слоя стали 1Х18Н9Т (см. рис. 4) имеет две четко выраженные зоны и состоит из α-, γ-фаз и карбидов.

На поверхности титановых сплавов при рентгеноструктурном анализе были обнаружены бориды тита-

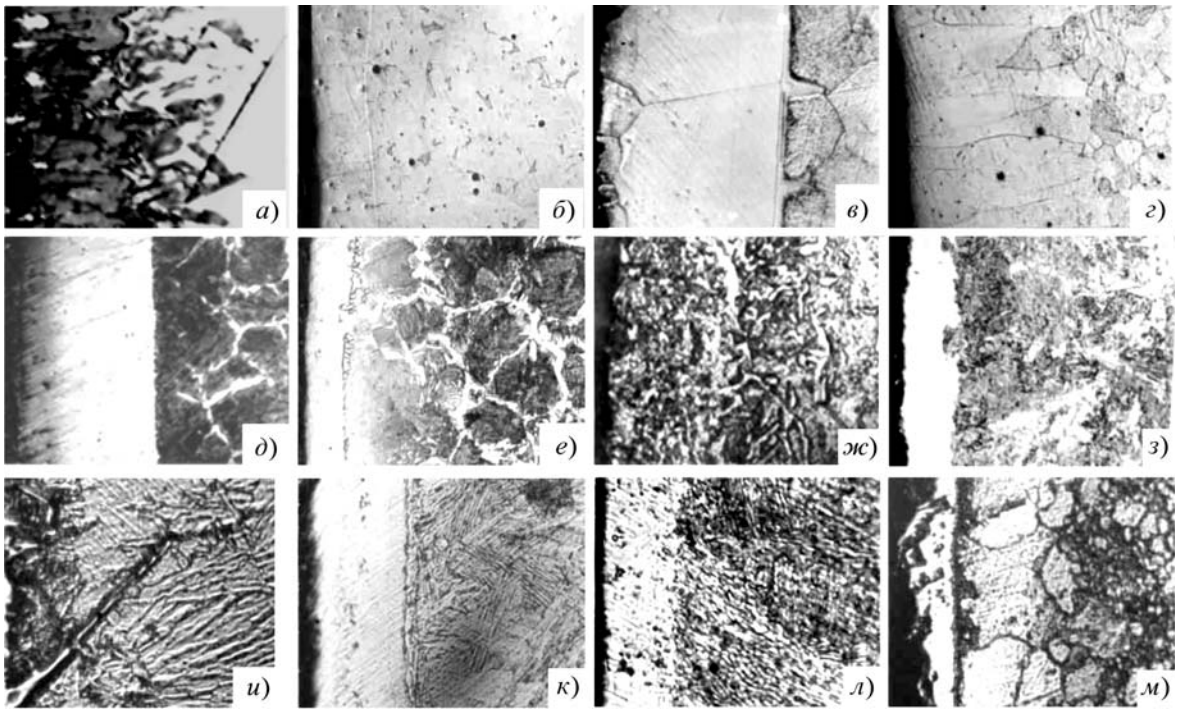


Рис. 4. Микроструктура поверхностного слоя образцов (*а–г* – техническое железо; *д–е* – сталь 25; *ж* – 12Х18Н9Т; *з* – У10А; *и* – ВТ14; *к* – ВТ6с; *л* – Mo) после диффузионного насыщения в виброожиженном слое графитизированных частиц с добавлением порошков насыщающих элементов: борирование (*а*, *ж*, *и*) – *а* – 1050 °С, 1 ч; *ж*, *и* – 1100 °С, 4 ч; алитирование (*б*, *л*) – *б* – 1070 °С, 2 ч; *л* – 1050 °С, 3 ч; хромирование *в*, *з*, *м* – 1100 °С, 4 ч; бороалитирование (*д*, *к*) – *д* – 1070 °С, 2 ч; *к* – 950 °С, 3 ч; титаносилицирование *г* – 1100 °С, 4 ч; алюмоборохромирование – *е* – 1070 °С, 2 ч

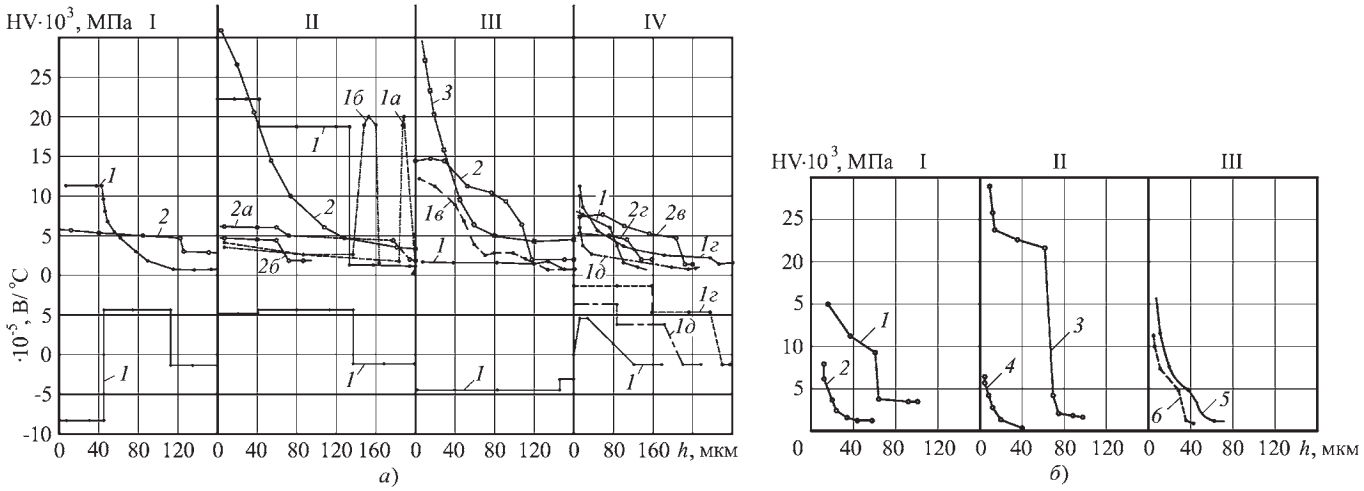


Рис. 5. Кривые изменения микротвердости и микроТЭДС поверхностного слоя образцов из сталей (*а*) после диффузионного насыщения различными элементами в псевдоожиженном слое из смеси графитизированных частиц, соответствующих порошков насыщающих элементов и 1 % хлористого аммония (при борировании и бороалитировании хлористый аммоний не добавляли) в контейнере с плавким затвором, из титановых сплавов (*б*) в вакууме:

а – I – алитирование: 970 °С, 2 ч; *1* – техническое железо; *2* – 1Х18Н9Т;

II – борирование: *1* – техническое железо, 1070 °С, 2 ч; *2* – 1Х18Н9Т, 1070 °С, 4 ч; бороалитирование: 1070 °С, 2 ч: *1а* – техническое железо; *2б* – 1Х18Н9Т;

III – хромирование; 1100 °С, 4 ч: *1* – техническое железо; *2* – 1Х18Н9Т; *3* – У10А; хромоалитирование: 1070 °С, 2 ч: *1в* – техническое железо;

IV – силицирование; 1070 °С, 2 ч: *1* – техническое железо; титаносилицирование: 1100 °С, 4 ч: *1г* – техническое железо; *2в* – 1Х18Н9Т; титанирование: 1100 °С, 4 ч: *1д* – техническое железо; *2г* – 1Х18Н9Т

б – I – *1* – ВТ6с алитирование, 1050 °С, 3 ч; *2* – ВТ14 бороалитирование, 950 °С, 3 ч;

II – *3* – ВТ14 борирование, 1050 °С, 3 ч; *4* – ВТ14 алюмоборохромирование, 950 °С, 4 ч;

III – *5* – ВТ6с хромирование, 1050 °С, 3 ч; *6* – ВТ6с хромоалитирование, 1050 °С, 3 ч

на TiB и TiB_2 [9]. Микротвердость поверхностного слоя образцов из молибдена составляла 23,17... 25,75 ГПа (рис. 5, *б*).

Микроструктура хромированного слоя на молибдене имеет две зоны: светлую, нетравящуюся с поверхности, и темную внутреннюю. Микротвердость поверхностного хромированного слоя составляет 9,80...11,45 ГПа. Микротвердость силицированного слоя молибдена составляет 11,45... 13,40 ГПа, титанированного слоя – 23,17...14,49 ГПа.

В микроструктуре алитированного слоя титанового сплава ВТ6с видны две нетравящиеся зоны (рис. 5). При рентгеноструктурном анализе были выявлены в поверхностном слое фазы $TiAl_3$ и TiC, что свидетельствует о насыщении не только алюминием, но и углеродом [9]. Микроструктура алитированного слоя молибдена представляет собой светлый нетравящийся слой с микротвердостью 11,71... 12,80 ГПа .

В псевдоожиженном слое можно проводить эффективное комплексное легирование. Бороалитирование в псевдоожиженном слое позволяет реализовать эффективное насыщение сталей алюминием и бором. При измерении микротвердости и специальном травлении микроструктуры на границе диффузионного слоя с основой были обнаружены бориды (Fe_2B). Последние должны препятствовать диффузии алюминия в сердцевину образца при длительных нагревах и повышать жаростойкость.

Добавление к бороалитирующей смеси хрома резко замедляет диффузионные процессы. Титаносилицирование интенсифицирует диффузионное насыщение по сравнению с титанированием и силицированием (см. рис. 5). В этом случае полностью исключается пористость, которая наблюдается на силицированных образцах [6].

Из данных табл. 5 следует, что основное влияние на интенсивность диффузионного насыщения оказывает коэффициент диффузии легирующего элемента в легируемом металле. При повышении температуры, как и при увеличении времени выдержки, наблюдается существенное увеличение концентрации и алюминия и бора в образцах из стали 08кп и сплаве ОТ4-1, причем в последнем сплаве более интенсивнее. При комплексном легировании наблюдается более сложная зависимость, добавление алюминия снижает интенсивность насыщения бором более чем в 5 раз, при этом насыщение алюминием несколько увеличивается, а при совместном насыщении алюминием, бором и хромом резко замедляются процессы насыщения каждого элемента в отдельности, причем с увеличением температуры для стали 08кп интенсивность насыщения уменьшается.

Таблица 5

Изменение содержания легирующих элементов в образцах из стали 08кп и титанового сплава ОТ4-1 в зависимости от режимов и комбинации насыщающих элементов

Насыщающая смесь*	Режим		Марка сплава	% легирующих элементов**		
	T, °C	τ, ч		Al	B	Cr
10 % Al + 90 % C	970	2	08кп	13,0	–	–
	1070	2	08кп	20,4	–	–
	950	3	ОТ4-1	19,5	–	–
	1030	3	ОТ4-1	32,0	–	–
30 % B + 70 % C	970	2	08кп	–	5,4	–
	970	4	08кп	–	10,8	–
	1070	2	08кп	–	21,6	–
10 % B + 20 % + Al + + 70 % C	970	4	08кп	24,5	1,35	–
	1070	2	08кп	18,0	4,05	–
3%Al + 12%B + + 15%Cr + 70%C	970	4	08кп	0,96	6,3	0,54
	1070	2	08кп	0,56	2,7	0,45
10 % Cr + 20 % Al + + 70 % C	900	3	ОТ4-1	26,1	–	1,97
	950	3	ОТ4-1	39,7	–	4,8
	1030	3	ОТ4-1	27,8	–	7,07

*Образцы из 08кп насыщали в контейнере с плавким затвором, а из ОТ4-1 – в вакууме.

**Среднее значение рассчитывали из пяти образцов для каждого варианта.

Абразивный износ оценивали по количеству уносимого с единицы площади поверхности образца струей аэропотока с абразивом из кварцевого песка с относительно высокой скоростью. Из рис. 6, *а* видно, что азотирование и борирование повышают абразивный износ сплава ВТ14 соответственно в 2 и 10 раз по сравнению с образцами без покрытия.

Окалиностойкость образцов из сплава ВТ14 после различных видов диффузионного насыщения оценивали по привесу на единицу площади при температуре 950 °С. Результаты исследований изображены на рис. 6, *б*, из которого видно, что высокой окалиностойкостью обладают бороалитированные слои. Борирование, алитирование повышают окалиностой-

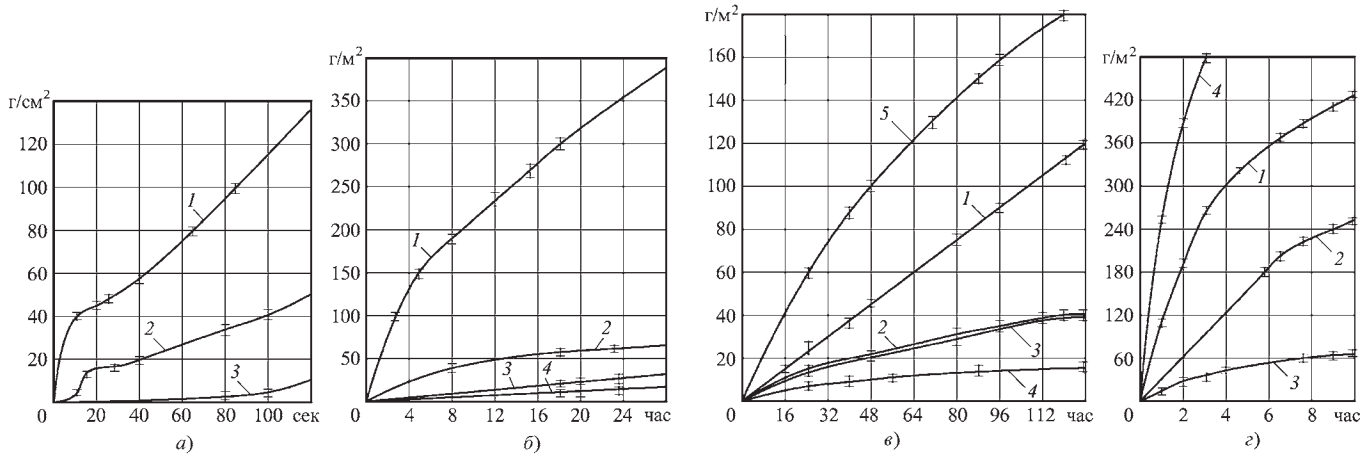


Рис. 6. Изменение массы образцов (*а*, *б*, *в* – из сплава ВТ14; *г* – 1Х18Н9Т) при испытании:
а – абразивного износа: *1* – без покрытия, *2* – азотирование, *3* – борирование; *б* – окалиностойкости при 950 °С: *1* – без покрытия, *2* – алитирование, *3* – борирование, *4* – бороалитирование; *в* – кислотостойкости в концентрированной серной кислоте: *1* – без покрытия, *2* – хромирование, *3* – силицирование, *4* – борирование, *5* – хромоалитирование; *г* – кислотостойкости в концентрированной соляной кислоте: *1* – без покрытия, *2* – бороалитирование, *3* – борирование, *4* – алитирование

кость сплава ВТ14 соответственно в 10 и 6 раз, а бороалитирование – почти в 20 раз по сравнению с образцами без покрытия.

Таблица 6

Термическая стойкость молибдена в зависимости от вида диффузионного легирования

Вид и режим диффузионного покрытия	Число теплосмен	Среднее значение	Примечание
Без покрытия (*а*) – утонение образца в 2 раза за 7 циклов			
Борирование (*б*) 1070 °С, 2 ч 1100 °С, 4 ч	 11–15 21–28	 13 25	 Оплавление
Хромирование (*в*) 1100 °С, 4 ч	39–45	41	–
Силицирование (*г*) 1070 °С, 2 ч	14–19	17	–
Силицирование с добавками (*д*) 1070 °С, 4 ч	77–91	83	–
Алитирование (*е*) 1070 °С, 2 ч	9–14	12	–
Титанирование (*ж*) 1070 °С, 2 ч	15–22	19	–
Примечание. Буквенные обозначения *а*–*ж* – см. рис. 7. Среднее значение подсчитывали из испытания десяти образцов.			

Кислотостойкость образцов после диффузионного легирования различными элементами оценивали по убыли веса на единицу площади после выдержки в концентрированных кислотах серной (ВТ14) и соляной (1Х18Н9Т). Результаты исследований показаны на рис. 6, *в* и *г*, из которых видно, что борирование, силицирование и хромирование улучшают, а хромоалитирование ухудшает кислотостойкость сплава ВТ14. Для нержавеющей стали 1Х18Н9Т – борирование, бороалитирование улучшают, а алитирование ухудшает кислотостойкость.

Термостойкость молибдена после различных видов диффузионного насыщения исследовали на образцах диаметром 0,8 мм и длиной 10...12 мм. Режим испытания образцов молибдена состоял из нагрева до 1200 °С за 7 с, выдержки 30 с, охлаждения на воздухе до ≤100 °С за 30 с. Такой режим испытания практически соответствует тепловому удару. Критерием термической стойкости диффузионного покрытия служило количество циклов, после которого в слое образуется первый дефект – появление характерного белого дыма (образование летучей трехокиси молибдена). Результаты испытаний сведены в табл. 6 и показаны на рис. 7.

Из данных табл. 6 и рис. 7 видно, что максимальной термостойкостью обладают образцы после совместного насыщения кремнием и титаном.

Высокую термостойкость показали хромированные и борированные образцы. В последнем случае происходит оплавление поверхностного слоя после борирования при 1100 °С.

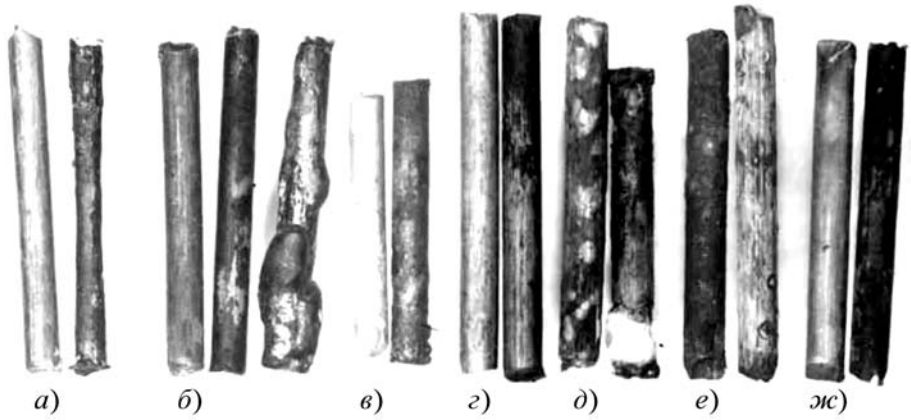


Рис. 7. Вид образцов молибдена до испытания и после испытания термостойкости. Маркированные образцы после диффузионного насыщения (*а–ж*), без маркировки образца – после испытания термостойкости

Выводы

1. Исследованиями установлено, что вибропсевдоожиженние позволяет проводить диффузионную металлизацию сталей и сплавов в смеси порошков насыщающих элементов и углеграфитовых материалов. При этом количество порошка насыщающих элементов можно уменьшить до 30...10 %, исключаются трудоемкие операции загрузки и выгрузки изделий, скорость прогрева увеличивается в 5 раз, а скорость диффузионного насыщения в 2–3 раза.

2. Установлены условия вибропсевдоожижения с целью максимально возможного достижения заданной температуры и градиента концентрации диффундирующего элемента, а также влияния содержания легирующих элементов в легируемом металле на процессы диффузионного насыщения.

3. Показано, что кинетика процесса изменения толщины диффузионного слоя в зависимости от продолжительности насыщения подчиняется параболическому закону, а от температуры – экспоненциальному закону.

4. В вибропсевдоожиженном слое можно успешно проводить многокомпонентное диффузионное легирование поверхности деталей из сталей и сплавов для повышения их износостойкости, окалиностойкости, кислотостойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Дубинин Г.Н., Мулякаев Л.М.** Термостойкость хромированного молибдена. МиТОМ, 1969. № 11. С. 35.

2. **Братухин А.Г., Язов Г.К., Карасёв Б.Е. и др.** Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 1997. 416 с.

3. **Муравьев В.И.** Науглероживание в псевдоожиженном слое углеграфитовых материалов //МиТОМ, 1977. № 11. С. 70–74.

4. **Муравьев В.И.** Нитроцементация в псевдоожиженном слое углеграфитовых материалов // МиТОМ, 1975. № 6. С. 18–22.

5. **Забродский С.С.** Высокотемпературные установки с псевдоожиженным слоем. М.: Энергия, 1971. 163 с.

6. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.

7. **Ионная** химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т.А. Панайоти. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 400 с.

8. **Лозинский Г.Н.** Тепловая микроскопия. М.: Металлургия, 1976. 303 с.

9. **Титановые** сплавы: Металловедение титана и его сплавов / С.П. Белов, М.Я. Браун, С.Г. Глазунов и др.; Под ред. Б.А. Калачева, С.Г. Глазунова. М.: Металлургия, 1992. 352 с.

УДК 621.785.532

И.Н. Росляков *(КИГМС, г. Курск),* **В.И. Колмыков** *(Курский ГТУ)*

Низкотемпературное цианирование конструкционных сталей с использованием бесцианистых соляных ванн

Показаны особенности применения бесцианистых соляных ванн для низкотемпературного цианирования конструкционных сталей. Применение комбинированного метода цианирования с предварительным нанесением на деталь нитроцементующего покрытия дает возможность управления характеристиками диффузионных слоев в стали, а также улучшает экологические условия при химико-термической обработке деталей машин.

Ключевые слова: *бесцианистые соляные ванны, цианирование, нитроцементующее покрытие, диффузионные слои.*

Characteristics of salt baths without cyanide use for low-temperature cyaniding of structural steels are shown as a result of experimental researches. Use of combined technique for cyaniding with preliminary application of carbonitricling coating of the part gives the possibility to control diffusive layers characteristics in steel and also improves ecological conditions during chemical-and-heat treatment of machine parts.

Keywords: *salt baths without cyanide, cyaniding, carbonitricling coating, diffusive layers.*

Применение соляных ванн при различных операциях термической и химико-термической обработки металлов обусловлено преимуществами, которыми обладают расплавленные соли, по сравнению с другими насыщающими средами. Это высокие скорость и равномерность нагрева, чрезвычайно высокая активность процессов поверхностного насыщения сталей, превышающая в несколько раз таковые в твердых и газовых средах.

В мировой практике с конца 60-х годов прошлого века (BMW, Toyota Motor) начали использовать для упрочнения деталей машин так называемое "мягкое азотирование" (процесс Tenifer–Tufftride), заключающееся в насыщении стальных деталей азота и углерода при температурах 560...580 °С в расплаве, содержащем цианистые соли. Этот процесс отличается простой и высокой производительностью, он позволяет формировать на поверхности износостойкий и вязкий слой, отличающийся также высоким сопротивлением усталости [1]. Такие свойства обеспечиваются оптимальной структурой диффузионных слоев – плотной беспористой карбонитридной зоной на поверхности, толщиной 0,007...0,017 мм, и достаточно глубоким слоем азотистого аустенита под коркой карбонитридов. Специфической и ценной особенностью цианированных сталей является резкое снижение коэффициента трения (в 3–4 раза) и как следствие повышение износостойкости. После удаления слоя с карбонитридной фазой износостойкость резко снижается.

Кроме того, низкотемпературное цианирование приводит к образованию в поверхностной зоне диффузионного слоя на глубине до 0,02 мм остаточных напряжений сжатия (300...500 МПа), вследствие чего значительно (на 150...200 %) увеличивается усталостная прочность конструкционных сталей. Увеличение толщины карбонитридной зоны больше названных выше значений ведет к снижению усталостной прочности.

Несмотря на очень высокую эффективность обработки стальных изделий в цианистых ваннах, широко развернувшееся движение за охрану окружающей среды заставило отказаться от использования для упрочняющей обработки деталей машин токсичных цианидов или значительно ограничить их применение. В настоящее время существует проблема разработки новых нетоксичных составов соляных ванн для столь же эффективного упрочнения деталей.

В настоящей работе приведены результаты экспериментального исследования насыщающей способности ванн, работающих в температурном интервале "мягкого азотирования", в состав которых не входят токсичные цианиды.

Были исследованы композиции на основе карбамида и кальцинированной соды, которые в исходном состоянии не токсичны и весьма дешевы. Кроме того, был опробован комбинированный способ низкотемпературного цианирования, при котором ванна, состоящая из смеси хлористого кальция и хлористого натрия эвтектического состава ($t_{пл} \approx 490$ °С), служит для нагрева детали, а насыщающая среда представляет собой твердое покрытие (обмазку) на поверхности детали. Состав покрытия – желтая кровяная соль (40 % мас.) и газовая сажа 60 %. Смесь разводили жидким стеклом до консистенции густой пасты, наносили на упрочняемую поверхность и высушивали. После этого образец нагревали и выдерживали необходимое время в нейтральной ванне.

Результаты низкотемпературного цианирования в ваннах различного состава (температура 570 °С, длительность 2 ч)

№ п/п	Состав ванн, % мас.	Сталь	Глубина диффузионного слоя, мкм		Примечание
			общая	химических соединений	
1	NaCH – 60 } 85 KCN – 40 } Na_2CO_3 – 15 (Tenifer – Tufftride)	20 18ХГТ 20Х13	780 520 160	12 11 –	–
2	$(NH_2)_2CO$ – 55 Na_2CO_3 – 45	20 18ХГТ 20Х13	1200 800 180	22 18 12	Дефектн.
3	$(NH_2)_2CO$ – 40 Na_2CO_3 – 40 NaCl – 20	20 18ХГТ 20Х13 09Х15Н8Ю	790 480 140 15	16 13 6 –	–
4	$CaCl_2$ – 48 NaCl – 52 обмазка: $K_4Fe(CN)_6$ – 40 сажа – 60	20 40Х 20Х13 09Х15Н8Ю	860 520 240 67	28 25 18 4	–

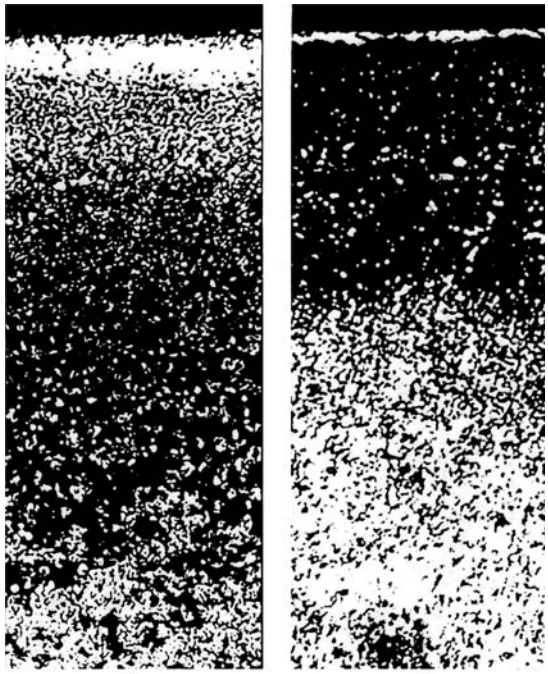
Результаты низкотемпературного цианирования в ваннах различного состава представлены в таблице. В качестве эталонной принята цианистая ванна, используемая для "мягкого азотирования" по методу Tenifer–Tufftride [2].

Сравнивая насыщающую способность исследованных ванн, можно отметить, что при использовании ванн № 3 (карбамид, сода и поваренная соль) получены результаты, практически идентичные Tenifer – процессу (ванн № 1).

Что касается ванны № 2 (см. таблицу), то ее использование из-за излишней активности может представлять определенные трудности. Снижение температуры цианирования может привести к загустеванию расплава, а уменьшение длительности процесса для получения слоев меньшей толщины – к получению неравномерного насыщения, что подтверждено нашими экспериментами.

Микроструктуры диффузионных слоев сталей 20 и 20Х13, полученных цианированием в карбамидно-содовой ванне № 3 (см. таблицу), представлены на рис. 1.

Скорость диффузии насыщающих элементов в глубину изделия при низкотемпературном цианиро-



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктуры диффузионных слоев, полученных низкотемпературным цианированием в карбамидно-карбонатной ванне (×400):
а – сталь 20; *б* – сталь 20Х13

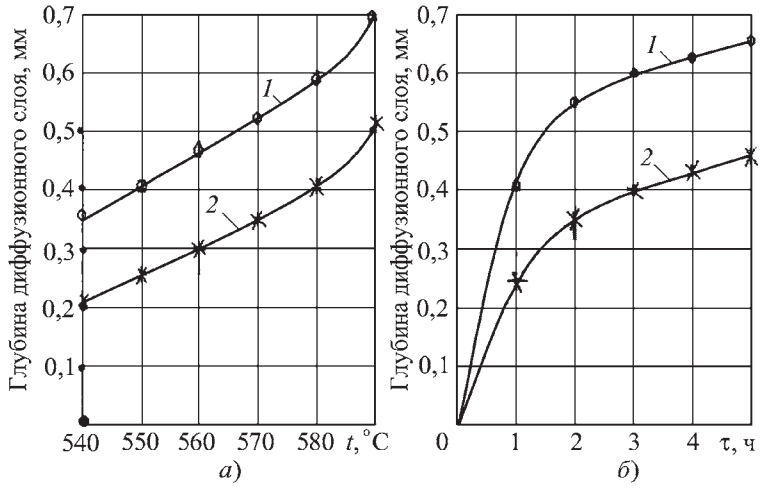


Рис. 2. Влияние температуры (*а*) при τ = 1,5 ч и длительности (*б*) при *t* = = 570° цианирования в ванне № 4 с дополнительной обмазкой:
1 – сталь 20; *2* – сталь 30ХГТ

вании из соляных ванн зависит от количества и типа легирующих элементов в составе стали (особенно хрома). Он заметно уменьшает глубину диффузионного слоя при цианировании, даже при самом небольшом содержании. Как видно из данных таблицы, глубина слоя на стали 18ХГТ при прочих равных условиях на 40 % ниже, чем на стали 20, на стали 20Х13 – в 5,6 раза, а на высоколегированной стали 09Х15Н8Ю в 50 раз ниже, чем на стали 20, не содержащей легирующих элементов. Тем не менее, несмотря на то что скорости диффузии в α- и γ-фазах, а также в соединениях ε и γ различных сталей различаются, азотный потенциал при обработке в соляных ваннах оказывается самым высоким, а время обработки – минимальным.

Особый интерес представляет комбинированный способ цианирования. Он дает возможность в широких пределах изменять температуру и длительность цианирования (см. рис. 2), а также изменять активность нитроцементующего покрытия, вводя в его состав нейтральный наполнитель (шамот, маршаллит и т.п.).

Как видно из представленных материалов, комбинированный метод цианирования открывает широкие технологические возможности управления характеристиками диффузионных слоев различных сталей. Единственным недостатком этого метода является введение дополнительной операции – нанесение на деталь нитроцементующего покрытия.

Можно заключить, что низкотемпературное цианирование в безцианистых соляных ваннах эффективно для многих марок сталей. Применение соляных ванн на основе карбамида позволяет решить экологические проблемы и рекомендовать их использование в машиностроении и ремонтном производстве.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Прокошкин Д.А.** Химико-термическая обработка металлов – карбонитрация. М.: Металлургия, 1984.

2. **Фунатани К.** Низкотемпературное азотирование сталей в соляных ваннах // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 7. С. 12–16.

Р.Н. Сайфуллин *(Башкирский государственный аграрный университет, г. Уфа)*

Особенности электроконтактной приварки порошка, сформированного на металлической сетке

Рассмотрено распределение плотности порошкового покрытия с металлической сеткой, полученного электроконтактной приваркой. Получены зависимости, описывающие процесс уплотнения порошка в ячейках сетки.

Ключевые слова: *электроконтактная приварка, порошковые покрытия, восстановление деталей, плотность порошкового покрытия.*

Density distribution of the powder coating with metallic net obtained by electro-contact welding is considered. Formulas describing the process of powder tightening in the net cells have been developed.

Keywords: *electrocontact welding, powder coatings, restoration of components, density of the powder coating.*

Электроконтактная приварка (ЭКП) порошковых материалов на поверхности деталей машин характеризуется кратковременным пропусканием импульсного электрического тока большой силы и низкого напряжения через порошок, находящийся под давлением. Использование прерывистого тока более пред-

почтительно, так как уменьшается термическое влияние на основной металл детали и присадочный материал. Кроме того, спекание электрическим током более эффективно в первой стадии процесса, когда удельная поверхность порошковой массы относительно велика и сопротивление поверхностей раздела порождает высокие температурные градиенты. Все это способствует уплотнению порошков под влиянием электрического тока [1].

Совмещение во времени процессов прессования и спекания делает метод похожим на горячее прессование в порошковой металлургии. Однако по сравнению с горячим прессованием в рассматриваемом методе значительно ускоряются процессы спекания.

При ЭКП порошковых материалов в качестве присадочного материала были использованы армированные порошково-полимерные [2] и спеченные ленты [3]. Армирование проводилось металлической сеткой, заформованной в порошково-полимерную или спеченную ленту. Цель армирования – улучшение технологических свойств лент, а именно повышение прочности и гибкости. Например, неармированные спеченные ленты при огибании вокруг цилиндрических деталей ломаются, а армированные покрываются трещинами, но не ломаются (металлическая сетка удерживает части спеченной ленты, предотвращая ее разрушение). Трещины впоследствии завариваются при ЭКП. Использование металлической сетки в порошково-полимерных лентах позволяет нарезать ленту по ширине восстанавливаемой поверхности и приваривать ее по винтовой линии (технология схожа с ЭКП стальной ленты). При отсутствии армирования порошково-полимерной ленты приходится нарезать ее на тонкие полосы (шириной чуть меньше ширины роликового электрода) и приваривать ее по технологии ЭКП проволоки, что усложняет и повышает трудоемкость ЭКП.

Металлическую сетку можно по-разному располагать относительно сторон ленты. Сетку можно полностью закрыть порошком с обеих сторон, можно с одной стороны, а возможно заформовать порошок только в ячейки сетки (рис. 1, 2).

Рис. 2. Армированная спеченная лента

Металлическая сетка также использовалась при ЭКП порошкового материала, заформованного в ячейки сетки, закрепленной на поверхности детали [4, 5].

Представленные присадочные материалы подразумевают использование металлической сетки, которая, несомненно, будет влиять на процесс ЭКП и свойства покрытия. Так, использование сетки из мягкой стали способствует созданию регулярного микрорельефа поверхности за счет более интенсивного изнашивания мягкой составляющей покрытия по сравнению с изнашиванием твердых порошковых материалов. Кроме того, наличие сетки влияет на плотность покрытия и его усадку при ЭКП, что будет рассмотрено далее.

При электроконтактной приварке плотность порошкового покрытия зависит от величины усадки, определяемой технологическими режимами: давлением роликового электрода, величиной и продолжительностью импульсов тока. Полную усадку порошка, находящегося в ячейках сетки, обусловленную перемещением сварочного ролика и деформацией проволоки сетки, можно выразить по формуле

$$\varepsilon = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z, \qquad (1)$$

где ε_x, ε_y, ε_z – усадка порошка в соответствующих осях координат.

Плотность порошкового покрытия можно определить по формуле

$$\gamma = \gamma_0 (1 + \varepsilon), \qquad (2)$$

где γ_0 – начальная плотность порошка.

Начальная плотность порошкового слоя равна насыпной плотности при свободной подаче порошка [5] или плотности порошково-полимерной или спеченной лент.

В результате изучения снимков микрошлифов покрытий установлено, что максимальному уплотнению порошка соответствует определенная величина деформации проволоки сетки (при прочих равных условиях). Из анализа покрытий, приваренных на различных технологических режимах, следует зависимость между усадкой в вертикальной плоскости и распределением плотности по толщине покрытия. С теоретической и практической точек зрения наибольший интерес представляет определение зависимости между величиной усадки порошкового по-

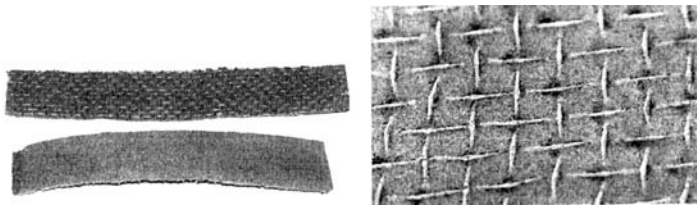


Рис. 1. Порошково-полимерные ленты, армированные металлической сеткой с одной стороны

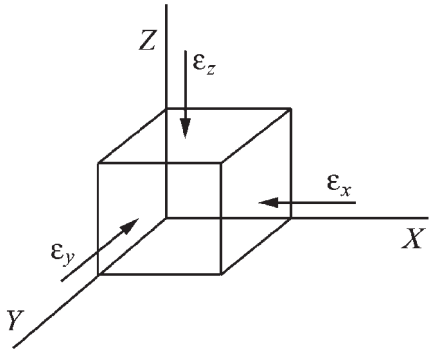


Рис. 3. Схема уплотнения порошка в ячейках сетки

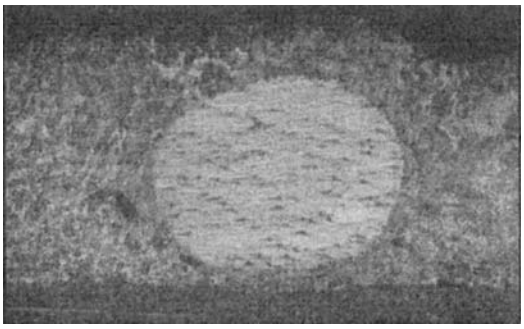


Рис. 4. Сечение проволоки сетки в порошковом покрытии

крытия, параметрами металлической сетки и плотностью привариваемого покрытия. Подобные исследования проводились в работе [5], но плотность порошкового покрытия в зависимости от указанных величин определена для частного случая (при максимальной плотности в среднем сечении ячейки сетки), кроме того, не выведена формула, описывающая процесс объемного уплотнения порошкового материала в ячейках сетки.

Расчет уплотнения порошка в ячейках сетки при ЭКП проводили при следующих условиях:

1. Проволока металлической сетки плотно прилегает к детали по всему периметру ячейки.

2. Уплотнение порошкового слоя происходит без выдавливания из ячеек сетки с одновременной деформацией проволоки.

3. Продольная и поперечная деформация металлических порошков в ячейках сетки при ЭКП происходит за счет равномерно уменьшающегося периметра ячейки сетки.

4. Краевые особенности уплотнения порошка (на границах покрытия) не учитываются.

В процессе ЭКП проволока сетки деформируется и приобретает форму эллипса. Данное утверждение основано на изучении снимков продольных и поперечных шлифов (рис. 4).

В связи с тем, что ячейки сетки квадратные, принимаем $\varepsilon_x = \varepsilon_y$, тогда для решения данной задачи достаточно рассмотреть одну плоскость деформации порошкового слоя.

На рис. 5 показана модель деформации порошкового слоя в ячейках сетки. Из рисунка видно, что усадка порошка в соответствующих осях координат равна

$$\varepsilon_x = \frac{a_0 - a_э}{a_0}; \qquad (3)$$

$$\varepsilon_z = \frac{h_0 - h_э}{h_0} = \frac{d - \delta}{d}, \qquad (4)$$

где a_0 – произвольно выбранное расстояние между проволоками сетки до деформации;

$a_э$ – выбранное расстояние между проволоками сетки после деформации;

h_0 – произвольно выбранная высота порошкового слоя до деформации;

$h_э$ – выбранная высота порошкового слоя после деформации;

d – диаметр проволоки сетки;

δ – высота проволоки сетки после деформации (малая ось эллипса).

Из условия постоянства массы порошка до и после деформации плотность порошковой массы равна

$$\gamma = \frac{\gamma_0 V_0}{V}, \qquad (5)$$

где V_0 – начальный объем порошка в рассматриваемом сечении с плотностью, равной γ_0;

V – объем порошка после деформации в рассматриваемом сечении с плотностью, равной γ.

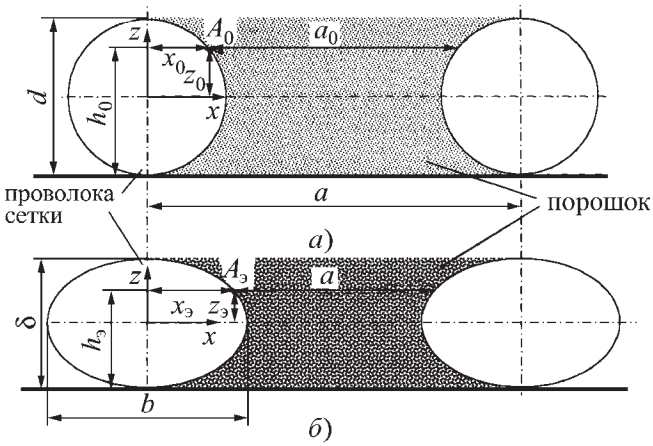


Рис. 5. Порошок в ячейки сетки до деформации (*а*) и после деформации (*б*)

Тогда в соответствии с принятыми условиями расчета уплотнения порошка в ячейках сетки плотность в произвольном горизонтальном сечении будет равна

$$\gamma = \frac{\gamma_0 d a_0^2}{\delta a_э^2}. \quad (6)$$

Из рис. 5 видно, что

$$a_0 = a - 2x_0 = a - 2\sqrt{\frac{d^2}{4} - z_0^2}. \quad (7)$$

$$a_э = a - 2x_э, \quad (8)$$

где a – расстояние между центрами сечения двух проволок сетки;

x_0, z_0 – координаты точки A_0;

$x_э$ – координата точки $A_э$.

Выразим z_0 через h_0:

$$z_0 = h_0 - \frac{d}{2}. \quad (9)$$

Для вычисления координаты $x_э$ представим каноническое уравнение эллипса

$$\frac{x^2}{(b/2)^2} + \frac{z^2}{(\delta/2)^2} = 1. \quad (10)$$

Отсюда

$$x_э = \frac{b}{2}\sqrt{1 - \frac{4z_э^2}{\delta^2}}. \quad (11)$$

Выразим $z_э$ через h_0:

$$z_э = h_э - \frac{\delta}{2} = \frac{\delta}{d}h_0 - \frac{\delta}{2}. \quad (12)$$

Из условия равенства площадей окружности и эллипса выражаем большую полуось b:

$$b = \frac{d^2}{\delta}. \quad (13)$$

Тогда

$$x_э = \frac{b}{2}\sqrt{1 - \frac{4z_э^2}{\delta^2}}.$$

Произведя соответствующие подстановки, находим плотность порошкового покрытия в произвольно выбранном горизонтальном сечении

$$\gamma = \frac{\delta\gamma_0 d(a - 2\sqrt{h_0(d - h_0)})^2}{(\delta a - 2d\sqrt{h_0(d - h_0)})^2}. \quad (14)$$

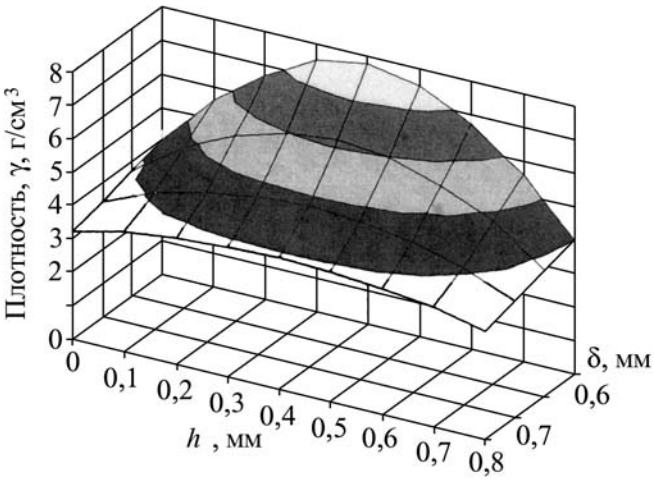


Рис. 6. Распределение плотности порошкового покрытия в зависимости от первоначальной высоты слоя и деформации

Обозначая $2\sqrt{h_0(d - h_0)} = k$, получаем

$$\gamma = \frac{\delta\gamma_0 d(a - k)^2}{(\delta a - dk)^2}. \quad (15)$$

По известной плотности порошкового покрытия можно определить пористость

$$П = 1 - \frac{\gamma}{\gamma_к} = 1 - \frac{\delta\gamma_0 d(a - k)^2}{\gamma_к(\delta a - dk)^2}, \quad (16)$$

где $\gamma_к$ – плотность материала порошка.

Распределение плотности порошкового покрытия в ячейках сетки в зависимости от первоначальной высоты слоя и деформации представлено на рис. 6 при следующих условиях: $\gamma_0 = 2{,}8\times10^{-3}$ г/мм^3, $d = 0{,}8$ мм, $a = 2$ мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Райченко А.А.** Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока. М.: Металлургия, 1987. 128 с.

2. **Сайфуллин Р.Н.** Присадочный материал для восстановления изношенных деталей машин // Техника в сельском хозяйстве. 2004. № 5. С. 23–24.

3. **Наталенко В.С., Сайфуллин Р.Н.** Устройство для изготовления спеченных лент электроконтактной приваркой // Труды ГОСНИТИ. Том 102. С. 119–122.

4. **Сайфуллин Р.Н.** Способ электроконтактной приварки металлических порошков // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 8. С. 53–54.

5. **Гаскаров И.Р.** Восстановление автотракторных деталей электроконтактной приваркой композиционных материалов. Дисс. ... канд. техн. наук. Уфа, 2006.

УДК 620.19/621.002.3

Н.А. Девятерикова *(ОАО "Первоуральский Новотрубный завод")*

Антикоррозионная защита оборудования от действия агрессивных сред с использованием композитных материалов

Представлен обзор современных способов защиты оборудования от действия агрессивных сред с использованием композитных материалов.

Ключевые слова: *коррозия, композитный материал, антикоррозионная защита, ударная прочность, адгезия.*

The review of the modern methods of the equipment protection from the activity hostile environment with the use of composite materials is presented.

Keywords: *corrosion, composite material, corrosion-inhibiting protection, shock strength, adhesion.*

Как известно, производство труб и трубных изделий так или иначе связано с воздействием агрессивных сред на промышленное оборудование. В первую очередь это касается оборудования травильных отделений трубоволочильных цехов: ванны, вентиляционное оборудование, кислотные тоннели, газовое хозяйство, емкостное оборудование и т.д.

В настоящее время на ОАО "ПНТЗ" используют следующие варианты защиты оборудования от действия агрессивных сред: гуммировка, футеровка кислотостойким кирпичом, угольно-графитовыми блоками, использование химически стойких сплавов (ЭИ 943, ЭП 795).

Применяемые в настоящее время технологии антикоррозионной защиты нельзя назвать прогрессивными. Они отличаются сравнительно высокой стоимостью (особенно использование коррозионно-стойких сплавов), низкой и избирательной стойкостью к действию агрессивных сред, что ограничивает возможности использования различных составов для обработки труб, усложняет грузопотоки, а в ряде случаев и весь технологический цикл.

Современный рынок предлагает более совершенные способы защиты оборудования от действия агрессивных сред с помощью полимерных, лакокрасочных и композитных материалов, которые лишены целого ряда перечисленных выше недостатков.

Критериями отбора новой технологии антикоррозионной защиты оборудования стали:

• высокая защитная способность в широком интервале температур и концентраций;

• низкая стоимость;

• возможность унификации оборудования (т.е. возможность использования оборудования для различных агрессивных сред);

• длительный срок эксплуатации;

• технологичность изготовления и эксплуатации: ремонтопригодность, высокая стойкость к удару, к перепадам температур;

• малые размеры защитного слоя;

• технология должна быть разрешена к использованию органами Ростехнадзора; организация-исполнитель должна иметь лицензию Ростехнадзора.

На сегодняшний момент максимально данным критериям соответствует технология антикоррозионной защиты с применением композитных материалов, включающих армирующие материалы и полимерное связующее.

Данный вариант защиты обладает следующими преимуществами:

• коррозионная стойкость при контакте с широким спектром химических сред;

• легкость контроля качества покрытия в процессе эксплуатации (визуально или дефектоскопами);

• высокая ремонтопригодность;

• низкие эксплуатационные расходы;

• возможность восстановить оборудование, вышедшее из строя, и значительно увеличить срок его службы;

• толщина слоя материала на внутренней поверхности – до 10 мм.

Рис. 1. Схема защитного покрытия на стали

По пути использования композитных материалов для защиты оборудования уже пошли многие металлургические предприятия: ОАО "Корпорация ВСМПО-АВИСМА", г. В. Салда; ОАО "Синарский трубный завод", г. Каменск-Уральский; ОАО "Уралэлектромедь", г. В. Пышма и др.

Данный вариант футеровки включает в себя (рис. 1):

• слой праймера – для обеспечения надежного сцепления с металлом и релаксации напряжений во всем объеме покрытия;

• несколько слоев армирующих материалов, обеспечивающих требуемые механические свойства, пропитанных химически стойкой смолой;

• поверхностный слой смолы ("рубашка") – для создания дополнительного слоя изоляции от действия агрессивных сред.

Количество слоев армирующих материалов выбирается исходя из предполагаемых механических нагрузок на данный материал и агрессивности используемой среды.

В качестве армирующих материалов могут выступать нетканые материалы на основе стекловолокна, углеграфитового волокна, арамидных волокон, каждый из которых имеет свои преимущества.

Стекловолокна отличаются высокой прочностью при растяжении, высокой ударной вязкостью, высокой химической стойкостью к действию многих химических сред.

Углеволокна обладают высокими усталостными свойствами, высоким модулем упругости, высокой стойкостью к действию агрессивных сред, в том числе сред, содержащих фтористые соединения.

Арамидные волокна (кевлар) отличаются самыми высокими значениями прочности и модуля упругости, очень стабильны в химическом отношении.

Использование гибридных композитов, состоящих из нескольких видов армирующих материалов, позволяет создавать композиции, совмещающие преимущества отдельных видов волокон.

В качестве полимерных связующих используются полиэфирные, винилэфирные, эпоксидные смолы, представленные на российском рынке компаниями Ashland и Reichold (DERAKAN, HETRON, NORPOL Dion).

Весь спектр свойств композитного материала (как химических, так и механических) определяется выбором комбинации соответствующих армирующих материалов и связующих. При этом возможно варьирование этих свойств в зависимости от требуемых механических свойств (стойкость к ударным нагрузкам или к абразивному износу) и используемых агрессивных сред (кислоты, окислители, щелочные составы).

В отличие от металлов, где процессы взаимодействия с агрессивной средой происходят на поверхности, разрушение полимеров в агрессивных средах происходит в реакционной зоне. Размеры этой зоны изменяются от нескольких монослоев до полного объема полимерного изделия. В этой реакционной зоне одновременно с химической деструкцией протекают физические процессы – набухание, ослабление межмолекулярного взаимодействия.

Кроме того, на химическую стойкость полимерных материалов существенное влияние оказывает и наполнитель, причем важны не только стойкость в среде собственного наполнителя, но и его влияние на граничные слои полимера.

В большинстве случаев полимерные покрытия не предотвращают полностью коррозионный процесс на поверхности металла, а обеспечивают его радикальное торможение.

Процесс электрохимической коррозии металла под покрытием в электролите состоит из ряда последовательных стадий (рис. 2):

• проникновения среды через пленку покрытия;

• адсорбции на поверхности металла;

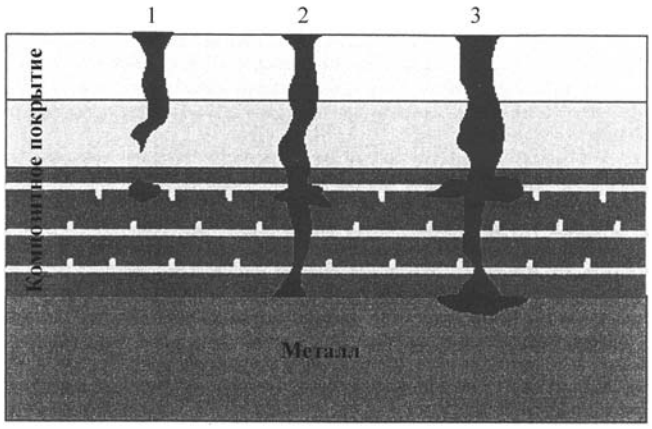


Рис. 2. Механизм развития коррозии под защитным покрытием

• реакции растворения металла с выделением продуктов реакции.

Очевидно, что торможение процесса коррозии металла под покрытием определяется в первую очередь проницаемостью футеровочного материала.

Способность покрытий задерживать проникновение молекул воды, газов и электролитов к поверхности металла во многом определяется сплошностью и диффузионными характеристиками полимерного слоя, который обычно не является монолитным, имеет рыхлую структуру и состоит из участков различной плотности, пронизанных многочисленными порами (капиллярными каналами).

Для обеспечения высоких защитных свойств композитные материалы должны удовлетворять следующим требованиям:

• низкая проницаемость;

• высокая стойкость составляющих композитного материала к действию агрессивных сред;

• высокая адгезия.

Поэтому важно правильно осуществить выбор материала для защиты оборудования. Для этого проводят целый ряд испытаний, в ходе которых определяются следующие характеристики материалов:

• стойкость к действию сред по изменению массы образцов и коэффициенту проницаемости;

• стойкость к действию переменных температур;

• ударная прочность;

• изменение механических свойств после воздействия агрессивных сред.

Основной проблемой при использовании композитных материалов является сравнительно низкая ударная прочность. Основные пути решения данной проблемы:

• использование новых более совершенных армирующих материалов – даже в рамках одного и того же армирующего материала возможна вариация их прочностных свойств в зависимости от строения нетканого материала и химического строения волокон;

• использование ограждающих вставок по местам наиболее вероятных механических нагрузок (полипропиленовые щиты и вставки);

• использование текстильных чалочных средств;

• использование более совершенных грузоподъемных механизмов.

В 2007 г. на ОАО "ПНТЗ" подобраны технологии для защиты оборудования от действия серных и соляных кислот, от действия сильных окислителей. Зафутеровано и пущено в эксплуатацию оборудование участка пассивирования труб для холодильников, контактирующее с сильными окислителями; ванна травления в растворах на основе серной и соляной кислот длиной 23 м. Произведены работы по изготовлению барботеров для подачи пара в травильные ванны и бортовых воздухозаборников с использованием композитных материалов.

В настоящее время НИЦ ОАО "ПНТЗ" совместно с ООО ПО "Минерал" проводит испытания и подбор новых композитных материалов для азотно-плавиковых сред и щелочных сред на основе органических аминов. Рассматривается возможность использования гибридных материалов, в которых помимо стеклопластиков в качестве армирующего материала для наружного слоя используются нетканые материалы, стойкие к действию фтористых соединений. Также с целью усиления стойкости к ударным нагрузкам рассматривается использование нового композитного материала, наружный слой которого состоит из полипропилена, приклеенного к стеклопластику.

В перспективе развития антикоррозионной деятельности на ОАО "ПНТЗ" – планомерная замена морально и физически устаревшего оборудования, работающего с агрессивными средами.

УДК 621.762.4

А.Б. Коростелёв, Д.А. Чумак-Жунь, Ж.В. Еремеева
(Московский государственный вечерний металлургический институт)

Легирование рабочих поверхностей порошковых стальных изделий методом многокомпонентного насыщения

Проведен анализ условий работы стопорных втулок, изготовленных из стали 60п. Определены основные требования к материалам деталей, используемых для многокомпонентного диффузионного насыщения.
Ключевые слова: *легирование, многокомпонентное диффузионное насыщение, порошковый материал, сухое трение, активатор.*

The analysis of working conditions of stop sleeves made from steel is constructed. The main requirements to the materials of multicomponent cementation details are determined.
Keywords: *alloying, multicomponent cementation, powder material, dry friction, activation dopant.*

В связи с резким удорожанием природных ресурсов проблема повышения износостойкости и коррозионной стойкости инструмента, технологической оснастки, деталей машин и механизмов становится все более актуальной.

Поэтому представляется целесообразным использовать весь спектр приемов, направленных на совершенствование методов повышения прочностных характеристик деталей, позволяющих осуществлять экономию дефицитных материалов и увеличить ресурс работы узлов и агрегатов.

Одним из направлений современной химико-термической обработки изделий является многокомпонентное диффузионное насыщение порошковых материалов.

Диффузионное насыщение поверхности одним элементом в ряде случаев не может удовлетворять требованиям практики, поскольку не обеспечивает получение изделий с комплексом требуемых эксплуатационных свойств. Поэтому все чаще проводится диффузионное насыщение поверхности металлов и сплавов одновременно несколькими элементами. Многокомпонентное диффузионное насыщение несколькими элементами приводит к существенному улучшению свойств поверхностного слоя по сравнению с однокомпонентным насыщением. Процесс диффузионной металлизации позволяет упрочнять детали различной конфигурации, формируя качественно новый состав поверхностного слоя с заданными физико-механическими свойствами.

Целью данной работы является исследование и разработка процесса повышения износостойкости путем получения многокомпонентных покрытий на примере стопорной втулки в колесных парах электровозов на ОАО "Новочеркасский электровозостроительный завод".

Стопорные втулки, изготовленные из порошковой стали 60, способны в большей степени воспринимать высокие скоростные и температурные режимы, работать в условиях сухого трения, в присутствии абразива, воды и агрессивных сред, благодаря низкому коэффициенту трения, хорошей сопротивляемости износу и коррозии, высоким механическим и технологическим свойствам.

В данном исследовании впервые изучено диффузионное насыщение рабочих поверхностей с использованием тройной системы хром – марганец – кремний применительно к поверхностному упрочнению стальных изделий, работающих:

1) в условиях износа, в том числе кавитационного, и эрозии при низких температурах;

2) под напряжением (или без него) при высоких температурах в средах, вызывающих химическую коррозию;

3) при нагрузках, вызывающих механическую, термическую, коррозионную усталость.

В работе проведен анализ условий работы стопорных втулок, изготовленных из стали 60п, определены основные требования к материалам деталей, используемых для многокомпонентного диффузионного насыщения.

Диффузионное многокомпонентное насыщение изделий проводили:

1) из расплава смеси компонентов состава, мас. %:

30 % ФХ001 + 40 % МнС22 + 20 % BaCl2 + 10 % NaCl;

2) из порошковой засыпки состава, мас. %:

32 % Х99А + 32 % ФМн90 + 32 % ФС75 + 4 % активатор.

В качестве активаторов применяли: NaF, $BaCl_2$, NaCl, NH_4Cl, KF. Наилучшие показатели по достижению толщины диффузионного слоя выявлены при использовании NaF и NH_4Cl.

Изготовление стопорной втулки проводили по следующим схемам:

1) после обработки давлением по схеме: *статическое холодное прессование* (СХП) → *горячая штамповка* (ГШ) → *диффузионное многокомпонентное насыщение* (ДМН);

2) до обработки давлением по схеме: СХП → → ДМН → ГШ.

Температуру диффузионного насыщения изменяли в пределах 900...1250 °С, время процесса – от 0,5 до 4 ч.

Передача диффундирующего элемента на насыщаемую поверхность происходит благодаря реакции замещения, восстановления, диспропорционирования, компропорционирования и др. Далее происходит диффузия насыщающих компонентов в глубь металла с образованием на поверхности детали новых фаз, отличных по своему строению и свойствам от основного металла.

В результате исследований по насыщению изделий были получены следующие результаты:

1. Определены зависимости толщины насыщаемого слоя от времени насыщения и природы активатора. Наиболее интенсивный рост толщины покрытия наблюдали в течение первых 30...60 мин. Особенно это было заметно на железоуглеродистых образцах, так как одновременно с насыщением происходит диффузия углерода в железную матрицу. Результаты представлены на рис. 1.

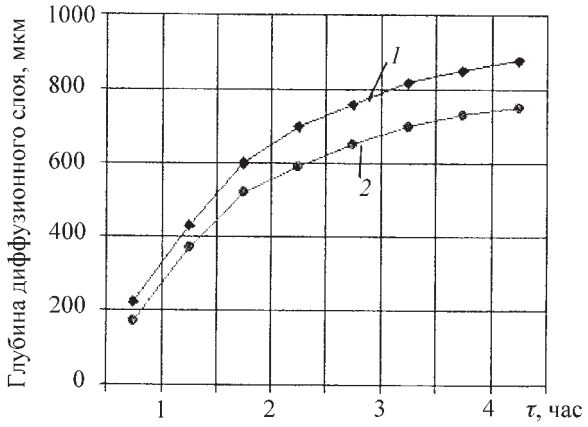


Рис. 1. Зависимость глубины диффузионного слоя от времени насыщения и вида активатора:
1 – NaF; *2* – NH_4Cl

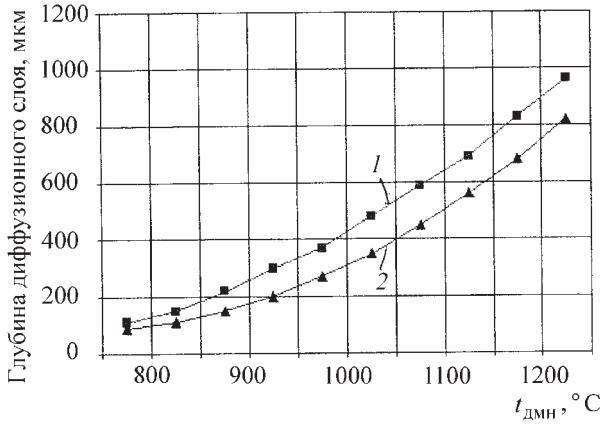


Рис. 2. Зависимость глубины диффузионного слоя от температуры насыщения и вида активатора:
1, *2* см. рис. 1

2. Установлено, что увеличение температуры диффузионного насыщения в порошковой засыпке приводит к повышению жидкотекучести расплава, который проникает в глубь образца. При этом увеличивается диффузионная подвижность атомов насыщающих компонентов и растет толщина диффузионного слоя. Выявлено, что оптимальная температура насыщения составляет 1100...1150 °С. Результаты экспериментов приведены на рис. 2. Дальнейшее поднятие температуры свыше 1150 °С приводит к оплавлению образцов.

3. Выявлено, что наибольшей активностью обладает смесь с содержанием в качестве активатора NaF, несколько меньшей активностью обладает смесь с активатором NH_4Cl.

4. Методом РФА показано, что после диффузионного многокомпонентного насыщения при температуре насыщения 1000...1100 °С диффузионный слой состоит из кремнистого, марганцовистого и хромистого феррита и зоны сложных карбидов $(CrFe)_3C_6$, $(CrSiFe)_3C_6$, $(CrMnFe)_3C_6$, $Cr_{23}C_7$, Cr_3C_6, а глубина слоя достигает 900...950 мкм. Установлена степень повышения износостойкости и коррозионной стойкости полученных образцов изделий.

5. Сравнение глубины диффузионных слоев образцов порошковых холоднопрессованных и горячепрессованных заготовок, насыщенных марганцем, хромом и кремнием, показало, что наличие пористости делает процесс насыщения более интенсивным. Разница в глубине слоя образцов, полученных по схемам ГШ+ДМН и ДМН+ГШ при режиме 1000 °С в течение 2 ч составляет 28 %.

Исследование износостойкости проводили на машине трения СМЦ-2 в режиме сухого трения по схеме вал – колодка. В результате исследований на износостойкость полученных многокомпонентных покрытий на стопорных втулках, изготовленных из стали 60п, было отмечено, что по сравнению с базовой деталью износостойкость увеличилась в 2,4...2,8 раза. В результате выполнения работы установлено, что многокомпонентное диффузионное насыщение марганцем, хромом и кремнием увеличивает износостойкость, а также долговечность стопорной втулки. Проведенные сравнительные стендовые испытания показали, что после приработки втулки с покрытием имеют меньшее количество рисок, более низкую шероховатость по сравнению с серийными втулками.

Разработанная технология позволяет существенно увеличить срок службы деталей машин и агрегатов, используемых в сельском хозяйстве, деревообрабатывающей промышленности, железнодорожной технике.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мельник П.И.** Диффузионное насыщение железа и твердофазные превращения в сплавах. М.: Металлургия, 1993. 128 с.

2. **Криштал М.А.** Диффузионные процессы в железных сплавах. М.: Металлургия, 1963. 278 с.

3. **Криштал М.А.** Механизм диффузии в железных сплавах. М.: Металлургия, 1972. 400 с.

4. **Криштал М.А.** Многокомпонентная диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1985. 176 с.

5. **Химико**-термическая обработка металлов и сплавов: справ. / под ред. Л.С. Ляховича. М.: Металлургия, 1981. 520 с.

Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал "Упрочняющие технологии и покрытия" читают руководители и специалисты предприятий машиностроительного комплекса.

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

◆ найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;

◆ установить контакты с организациями и фирмами в России и странах ближнего и дальнего зарубежья;

◆ наладить обмен информацией.

Наш журнал распространяется только по подписке – это является надежной гарантией того, что Ваше рекламное объявление прочитают именно специалисты, т.е. оно попадет точно в цель.

Обращайтесь в отдел продаж, маркетинга и рекламы
ООО "Издательство Машиностроение":
107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4
Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 Факс (499) 269-48-97
E-mail: marketing@mashin.ru www.mashin.ru

Материалы лакокрасочные. Метод испытания на быструю деформацию (прочность при ударе). ГОСТ Р 53007–2008

1. Область применения

Настоящий стандарт устанавливает метод испытания на быструю деформацию покрытий и оценку прочности покрытий лакокрасочного материала к растрескиванию и/или отслаиванию от окрашиваемой поверхности, когда они подвергаются деформации под воздействием падающего груза со сферическим бойком диаметром 20 мм (боек большой площади) или 12,7 и 15,9 мм (бойки малой площади) в стандартных условиях.

Примечание. Боек диаметром 20 мм используют для хрупких покрытий, прочность которых при ударе на приборе типа У-1 ниже 15 см (ГОСТ 4765).

Испытания по настоящему методу можно проводить двумя способами:

– по схеме не разрушилось/разрушилось, когда испытание проводят при определенной высоте падения и определенной массе груза, т.е. испытывают покрытие на соответствие конкретным требованиям;

– как испытание, в ходе которого определяют минимальную высоту падения при постепенном увеличении высоты падения и минимальную массу или массы груза, при которых покрытие растрескалось или произошло его отслаивание от окрашиваемой поверхности.

2. Термины и определения

В настоящем стандарте применен следующий термин с соответствующим определением:

2.1. Прочность лакокрасочного покрытия при испытании методом падающего груза (прочность при ударе): способность покрытия противостоять разрушению под действием механической нагрузки, характеризующаяся минимальной высотой свободного падения груза и минимальной массой груза при определенном размере бойка, при котором произошло растрескивание и/или отслаивание покрытия от окрашиваемой поверхности.

3. Необходимая дополнительная информация

Должна быть представлена дополнительная информация, приведенная в настоящем приложении, перечисления a) – h):

a) толщина и подготовка окрашиваемой поверхности;

b) метод окрашивания, включая продолжительность и условия сушки слоев покрытия в случае многослойного покрытия;

c) продолжительность и условия естественной или горячей сушки лакокрасочного покрытия перед испытанием (или выдержка перед испытанием, если использовалась);

d) условия выдержки (температура и влажность), время выдержки и температура и влажность, при которых проводились испытания;

e) толщина (мкм) высушенного покрытия и метод определения по ГОСТ Р 51694 с указанием, является ли покрытие однослойным или многослойным;

f) способ испытания покрытия: "не разрушилось/разрушилось" или определение минимальной высоты падения и массы груза, приводящих к растрескиванию и/или отслаиванию от окрашиваемой поверхности;

g) падает груз на сторону пластинки с покрытием (прямой удар) или на обратную сторону пластинки (обратный удар), или на обе стороны;

h) использовались ли ограничители глубины вдавливания падающего груза.

Необходимая дополнительная информация может быть предметом согласования между заинтересованными сторонами или может быть получена частично или полностью из настоящего стандарта или других документов, относящихся к материалу, подвергаемому испытанию.

4. Аппаратура

Обычное лабораторное оборудование, а также:

4.1. Прибор для испытания на прочность при ударе, состоящий из элементов, описанных ниже.

4.1.1. Подставка массой, достаточной для устойчивости прибора при испытании.

4.1.2. Груз, представляющий собой металлический цилиндр. Для того чтобы груз удерживался в направляющей трубе, с одной стороны к нему прикреплен штифт таким образом, чтобы он мог свободно скользить по прорези направляющей трубы и служить рукояткой, с помощью которой груз может быть поднят и сброшен, а также служить для определения высоты, с которой он сброшен.

Первичный падающий груз с бойком (рис. 1), имеющий вид сферического сегмента диаметром (20,0...0,3) или (12,7...0,3), или (15,9...0,3) мм, массой (1000...10) г.

В случае использования стального бойка со сферической головкой диаметром (12,7...0,3) или (15,9...0,3) мм, головка которого неподвижно установлена на испытуемой пластинке и боек поддерживается вертикально направляющим кольцом, используют груз, состоящий из металлического цилиндра с прикрепленным к нему штифтом массой (1000...10) г.

Дополнительный груз(ы), который(ые) может(могут) быть добавлен(ы) к первичному грузу для ужесточения условий испытаний. Масса каждого груза может быть (1000...10) или (2000...20) г, а общая масса груза – 1, 2, 3 или 4 кг.

4.1.3. Вертикальная направляющая труба (рис. 1 и 2), предназначенная для удерживания и направления первичного падающего груза (4.1.2) перпендикулярно к испытуемой пластинке длиной до 1,2 м. С одной стороны направляющей трубы по всей длине сделана прорезь. Градуировка должна быть нанесена вдоль всей прорези от 0 до 1000 мм.

Для устранения избыточного трения и для соблюдения перпендикулярности зазор между внутренним радиусом направляющей трубы и внешним радиусом падающего груза должен быть (0,7...0,1) мм, а расстояние между нижним концом направляющей трубы и верхом испытуемой пластинки – 45...50 мм.

4.1.4. Наковальня (рис. 1) в виде кольца внутренним диаметром (27,0...0,3) мм. Внутренний верхний край кольца должен быть закруглен; радиус закругления – (0,9...0,2) мм. Минимальная высота кольца – 20 мм.

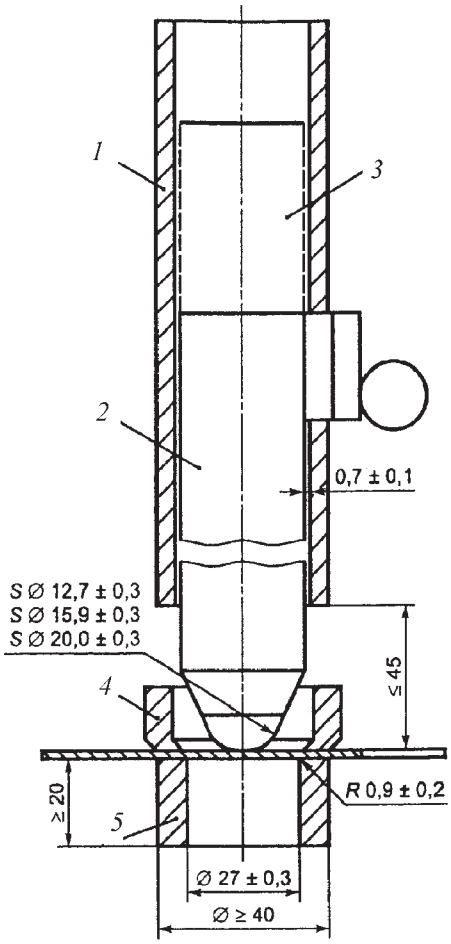


Рис. 1. Прибор для испытания на прочность при ударе с указанием размеров:
1 – направляющая труба; *2* – первичный падающий груз; *3* – дополнительный груз; *4* – прижимная муфта; *5* – наковальня

При использовании бойка диаметром 12,7 или 15,9 мм внутренний диаметр наковальни равен (16,3...0,3) мм.

4.1.5. Прижимная муфта (рис. 1 и 2) для фиксации испытуемой пластинки. Внутренний диаметр низа муфты должен быть таким же, как у наковальни (27,0...0,3) или (16,3...0,3) мм, чтобы боек первичного груза мог легко проходить через прижимную муфту.

4.1.6. Ограничители (рис. 2) различной толщины, ограничивающие глубину вдавливания падающего груза.

4.2. Лупа для осмотра ручная с 10-кратным увеличением.

4.3. Детектор трещин.

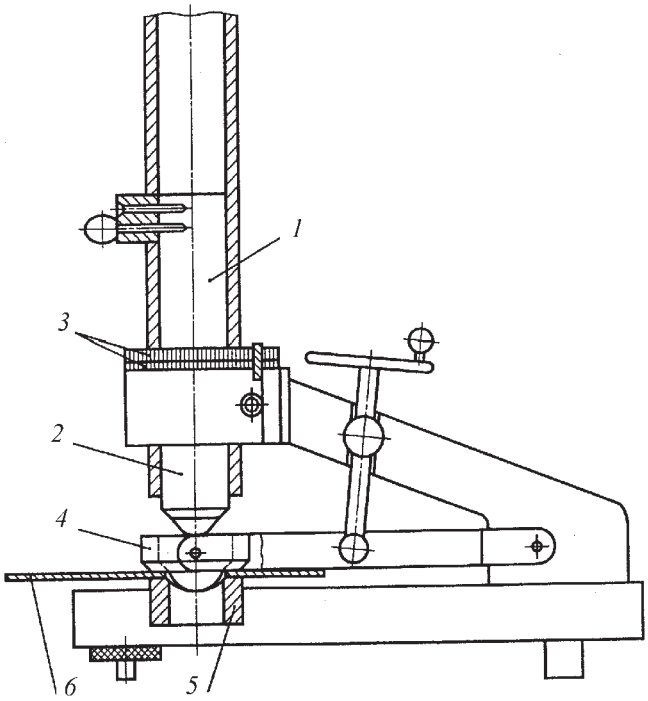


Рис. 2. Прибор для испытания на прочность при ударе (вид сбоку):
1 – направляющая труба; *2* – падающий груз; *3* – ограничитель; *4* – прижимная муфта; *5* – наковальня; *6* – испытуемая пластина

5. Реактивы

Для выявления трещин может применяться раствор сульфата меди.

5.1. Подкисленный раствор сульфата меди ($CuSO_4$), приготовленный растворением 10 г $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ в 90 г раствора соляной кислоты молярной концентрации c (HCl) = 0,1 моль/дм^3.

6. Отбор проб

Отбирают среднюю пробу лакокрасочного материала (либо каждого материала в случае многослойного покрытия) в соответствии с ГОСТ 9980.2.

Контроль и подготовка каждой пробы для испытания – в соответствии с требованиями ГОСТ 9980.2.

7. Пластинки для испытаний

7.1. Материал

Если другие условия не оговорены или не согласованы, то пластинки для испытания должны быть металлическими в соответствии с ГОСТ 8832.

Пластинки для испытания должны быть плоскими и недеформированными толщиной не менее 0,25 мм.

При использовании бойков диаметрами 12,7 и 15,9 мм пластинки для испытания должны быть толщиной 0,63 мм.

Размеры должны быть такими, чтобы можно было провести не менее пяти испытаний в различных точках пластинки, расположенных на расстоянии не менее 40 мм от центров других участков, ранее подвергавшихся удару, и не менее 20 мм от края пластинки.

Измеряют толщину пластинки с точностью 0,01 мм.

7.2. Подготовка пластинок к окрашиванию и окрашивание

Если нет других указаний, пластинку для испытания подготавливают в соответствии с ГОСТ 8832 и окрашивают в соответствии с указаниями для данного лакокрасочного материала или системы покрытия.

7.3. Сушка пластинок

Окрашенные пластинки высушивают в естественных условиях (или подвергают горячей сушке с последующей выдержкой) в течение установленного времени и условиях в соответствии с указаниями для испытуемого лакокрасочного материала или системы покрытия.

7.4. Толщина покрытия

Толщину высушенного покрытия в микрометрах определяют любым методом по ГОСТ Р 51694.

Измеряют толщину покрытия как можно ближе к месту, на котором будет проводиться испытание.

Используют пластинки для испытаний, толщина покрытия которых по всей поверхности отличается от заданной или согласованной не более чем на 10 %.

8. Выдержка

Если другие условия не согласованы, то испытуемые пластинки выдерживают не менее 16 ч при температуре (23...2) °С и относительной влажности (50...5) % в соответствии с ГОСТ 29317. Проводят испытания в тех же условиях, если другие условия не согласованы.

Примечание. Время выдержки включено как часть необходимой информации [раздел 3, перечисление d)].

9. Проведение испытаний

9.1. Испытание на удар – не разрушилось/разрушилось (использование груза определенной массы).

Необходимо убедиться, что направляющая труба (4.1.3) установлена вертикально.

При необходимости к первичному грузу добавляют дополнительный(е) груз(ы).

Устанавливают груз на требуемой высоте (используя градуировку направляющей трубы). При необходимости используют подходящий(е) ограничитель(и) (4.1.6) общей толщиной, необходимой для ограничения глубины вдавливания, согласованной между заинтересованными сторонами или заданной. Помещают испытуемую пластинку на наковальню (4.1.4) покрытием наружу (прямой удар) или внутрь (обратный удар), как указано в приложении А, перечисление g). Удерживают испытуемую пластинку в этом положении с помощью прижимной муфты. Освобождают груз (4.1.2) и позволяют ему упасть на испытуемую пластинку или боек, который передает удар на пластинку, лежащую на наковальне.

Осматривают покрытие при помощи лупы (4.2).

Отмечают, растрескалось ли покрытие на испытуемой пластинке и/или отслоилось от окрашиваемой поверхности или разрушения покрытия не произошло.

Повторяют испытание еще четыре раза в различных точках; общее число падений – пять.

Испытания проводят в случайном порядке так, чтобы все удары не располагались на одной прямой на пластинке.

9.2. Испытание на удар – определение минимальной высоты падения и массы груза, приводящих к растрескиванию и/или отслаиванию

9.2.1. Необходимо убедиться, что направляющая труба (4.1.3) установлена вертикально. Устанавливают первичный груз (4.1.2) на высоте, при которой не ожидается разрушение покрытия. Помещают испытуемую пластинку (раздел 7) на наковальню (4.1.4) покрытием наружу или внутрь, как указано в разделе 3, перечисление g). Удерживают испытуемую пластинку в этом положении с помощью прижимной муфты. Освобождают груз (4.1.2) и позволяют ему упасть на испытуемую пластинку или на боек, лежащий на пластинке.

9.2.2. Вынимают испытуемую пластинку из прибора и осматривают поверхность, подвергнутую удару, с помощью лупы (4.2) для выявления трещин и/или отслаивания от окрашенной поверхности. Если нет трещин и/или не произошло отслаивание, повторяют испытание, постепенно увеличивая высоту на 25 мм или кратно 25 мм, пока не появятся трещины и/или отслаивание. Отмечают высоту, при которой впервые появились трещины и/или произошло отслаивание.

Если трещины и/или отслаивание не обнаружены, когда груз падает с максимальной высоты прибора, повторяют испытание (начиная с наименьшей высоты) с дополнительным грузом, общая масса груза 2 кг.

Если образование трещин и отслаивание не наблюдаются при проведении испытания с добавленным дополнительным грузом, повторяют испытание (начиная с наименьшей высоты) с дополнительным грузом, общая масса груза 3 кг. При необходимости проводят испытания с дополнительным грузом, максимальная общая масса груза равна 4 кг.

9.2.3. После первого обнаружения трещин и/или отслаивания, используя груз, при котором произошло образование трещин и/или отслаивание, повторяют испытание пять раз при каждой из трех следующих высот: высоте, при которой впервые обнаружены трещины, на 25 мм ниже и на 25 мм выше, это гарантирует, что результат испытания находится в диапазоне высот испытания.

Испытания проводят в случайном порядке так, чтобы все удары с одной высоты не были непрерывной цепью на одной пластинке.

9.2.4. Осматривают поверхность, подвергнутую удару, для обнаружения трещин одним из следующих способов:

a) используют лупу для обнаружения трещин;

b) накладывают кусок белой ткани (типа фланели), смоченный раствором сульфата меди (5.1), на поверхность, подвергнутую удару, на время не менее 15 мин. Удаляют ткань и осматривают как испытуемую поверхность, так и ткань для обнаружения следов меди или следов ржавчины соответственно.

Примечание. Применение раствора сульфата меди не имеет смысла на металлических пластинках, обработанных фосфатом цинка;

c) определяют разрушения в покрытии с помощью детектора трещин, для этого свинцовый провод прибора подсоединяют к окрашиваемой поверхности без покрытия и соединяют прибор с источником тока. Увлажняют губку водой и медленно проводят по поверхности, подвергнутой удару. Наличие трещин обнаруживают по звуковому сигналу.

Записывают в виде таблицы все 15 результатов (по 5 результатов испытаний для каждой высоты) по принципу не разрушилось/разрушилось.

10. Обработка результатов

10.1. Испытание на удар – не разрушилось/разрушилось (использование груза определенной массы)

Покрытие не разрушено, если в ходе четырех испытаний покрытие не нарушено (нет трещин и/или не произошло отслоение от окрашиваемой поверхности).

10.2. Испытание на удар – определение минимальной высоты падения и массы груза, приводящей к растрескиванию или отслаиванию

За результат испытания прочности при ударе принимают комбинацию минимальных значений высоты (см), с которой падает груз, и массы груза (кг), при которых произошло большее количество разрушений (не менее трех из пяти).

Примечание. В нормативном или техническом документе на лакокрасочный материал должны быть указаны высота, с которой падает груз, масса груза, диаметр бойка и при необходимости дополнительная информация в соответствии с разделом 3.

11. Протокол испытаний

Протокол испытаний должен содержать:

a) информацию, необходимую для полной идентификации лакокрасочного материала, подлежащего испытанию;

b) ссылку на настоящий стандарт;

c) необходимую дополнительную информацию, представленную в приложении А;

d) ссылку на межгосударственный или национальный стандарт, технический документ на продукцию или другой документ, содержащий информацию, требуемую в перечислении c);

e) массу падающего груза(ов);

f) диаметр использованного бойка;

g) высоту, с которой падает груз;

h) результат испытания, как указано в 10.1 или 10.2, включая информацию, использовались ли ограничители (общая толщина) для ограничения глубины вдавливания падающего груза;

i) любые отклонения от указанного метода;

j) дату испытания.

Вниманию читателей!

ООО "Издательство МАШИНОСТРОЕНИЕ"
ПРОДОЛЖАЕТ ПРИНИМАТЬ ПОДПИСКУ НА ЖУРНАЛЫ
2-е полугодие 2009 г.

Подпишитесь в Издательстве и Вы

- получите журналы с первого номера;
- сэкономите на стоимости почтовой доставки;
- узнаете о новых книгах и журналах Издательства

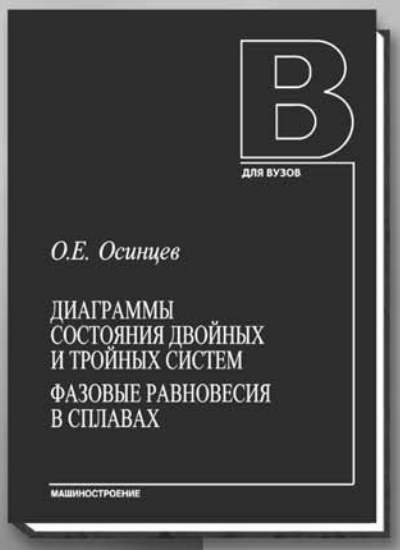
Постоянным подписчикам предоставляется *скидка* на подписку и публикацию рекламных объявлений.

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4
Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 Факс: (499) 269-48-97
e-mail: realiz@mashin.ru www.mashin.ru

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 26.03.09 г. Подписано в печать 25.05.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,86. Заказ 448. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15

ИЗДАТЕЛЬСТВО "МАШИНОСТРОЕНИЕ"

ПРЕДСТАВЛЯЕТ



О.Е. Осинцев

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ И ТРОЙНЫХ СИСТЕМ. ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СПЛАВАХ:

учебное пособие

Цена 550 р. с НДС

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru. Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

Рассмотрены двойные и тройные диаграммы состояния металлических систем. Изложена методика построения изотермических и политермических разрезов и анализа фазовых превращений в различных сплавах, приведена их структура. Рассмотрены теоретические основы термодинамики в ее приложении к изучению фазовых равновесий. С использованием метода геометрической термодинамики проведен анализ двойных диаграмм состояния. При анализе трехкомпонентных диаграмм состояния с двойными и тройными промежуточными фазами с несколькими четырехфазными нонвариантными реакциями использованы структурные схемы фазовых равновесий.

Для студентов машиностроительных и металлургических вузов, специализирующихся в области материаловедения, термической обработки, порошковых, композиционных материалов и защитных покрытий и других смежных специальностей. Может быть полезно аспирантам и широкому кругу научных работников в области металловедения.