ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 8 (140)
август
2016

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Гадалов В.Н., Филонович А.В., Ворначева И.В., Ковалев С.В., Рощупкин В.М., Тригуб В.Б. Тонкая структура и долговечность монокристаллов алюминия при ультразвуковом воздействии 3

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Казаков Д.В., Исаев А.Г. Проектирование технологических процессов центробежно-ротационной обработки с учетом обеспечения их надежности 7

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Фалалеев Н.С. Свойства двухкомпонентного покрытия, нанесенного газодинамическим напылением 13

Верхотуров А.Д., Панин Е.С., Андрианова Н.С. Создание на основе концентратов и отходов горно-рудного производства композиционных материалов для электроискрового легирования металлических поверхностей 21

Кузнецов И.С. Расчетная оценка сопротивления искрового канала при электроискровой обработке 26

Полещенко К.Н., Худякова О.Д. Формирование коррозионно-стойких композиций в поверхностных слоях гетерофазных сплавов при комбинированной ионно-лучевой обработке 29

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Корнилов Ю.А. Причины ускорения диффузии при микродуговой цементации 34

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Федорова Л.В., Федоров С.К., Иванова Ю.С., Сидоренко В.В. Отделочно-упрочняющая электромеханическая обработка стали 8620 39

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

Айгубова А.Ч., Козлов Г.В., Магомедов Г.М. Фрактальная трактовка механических свойств нанокомпозитов полипропилен/углеродные нановолокна 43

Ветлужский А.Ю. О локализации излучения в фотонных кристаллах 46

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

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

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

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 8 (140)
August
2016

Since 2005, January

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

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

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

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

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

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

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

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Gadalov V.N., Filonovich A.V., Vornacheva I.V., Kovalev S.V., Roschupkin V.M., Trigub V.B. The thin structure and durability of aluminum single crystals with ultrasonic influence 3

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Tamarkin M.A., Tishchenko E.E., Kazakov D.V., Isaev A.G. Designing of technological processes of centrifugal rotary processing with a view to ensuring their reliability....7

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Arhipov V.E., Londarsky A.F., Moskvitin G.V., Pugachev M.S., Falaleev N.S. Properties of two-component covering put with a gasdynamic dusting....13

Verkhoturov A.D., Panin E.S., Andrianova N.S. New composites for electrospark alloying of base metal surfaces manufacturing with using concentrates and mining waste....21

Kuznetsov I.S. Settlement estimation of resistance of the spark channel at electrospark deposition 26

Poleschenko K.N., Khudyakova O.D. Formation of corrosion resistant compositions in the surface layers of the heterophase alloys during combined ion-beam treatment 29

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Stepanov M.S., Dombrovskiy Yu.M., Kornilov Yu.A. Causes acceleration of diffusion during the microarc carburizing....34

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Fedorova L.V., Fedorov S.K., Ivanova Yu.S., Sidorenko V.V. The finishing-hardening electromechanical treatment of details of steel 8620 39

MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES

Aygubova A.Ch., Kozlov G.V., Magomedov G.M. The fractal treatment of mechanical properties of nanocomposites polypropylene/carbon nanotubes 43

Vetluzhsky A.Yu. On the localization of radiation in photonic crystals 46

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

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

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

УДК 621.9.048.6

В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева *(Юго-Западный государственный университет, г. Курск),*
С.В. Ковалев *(Курская государственная сельскохозяйственная академия),*
В.М. Рощупкин, В.Б. Тригуб *(Воронежский государственный технический университет)*
E-mail: vornairina2008@yandex.ru

Тонкая структура и долговечность монокристаллов алюминия при ультразвуковом воздействии

Представлены сведения о структуре и долговечности алюминия марки А999 с различной ориентацией оси роста монокристаллов при ультразвуковом воздействии.
Ключевые слова: *алюминий А999, усталостная долговечность, микроструктура, монокристалл, ультразвуковое воздействие.*

Information about the structure and durability of aluminum grade 999 with a different orientation of the single-crystal growth axis of the ultrasonic treatment are presented.
Keywords: *aluminum A999, fatigue life, microstructure, single crystal, ultrasonic treatment.*

Развитие техники обусловливает рост требований к свойствам конструкционных материалов, среди которых важнейшее место занимают металлы и их сплавы. Успех решения проблемы создания новых материалов с заданными свойствами во многом определяется глубиной раскрытия характера их структуры и физической сущности процессов, управляющих ее формированием. Во многих отраслях техники высокочастотные механические колебания имеют существенное значение. Интенсивные вибрации деталей могут возникнуть на частотах, находящихся в различных точках звукового диапазона, вплоть до диапазона ультразвуковых частот. В современных летательных аппаратах возбуждение высокочастотных нагрузок в несущих конструкциях может возникнуть из-за аэродинамического воздействия и действия интенсивных акустических полей, создаваемых реактивными двигателями.

Особое место при эксплуатации авиационно-космической техники занимает усталостная долговечность при ультразвуковом нагружении. Усталостная долговечность (число циклов нагружения, которое выдерживает материал перед разрушением при определенном напряжении) и предел выносливости — основные характеристики, определяющие надежность детали при эксплуатации авиационно-космической техники.

Большинство исследований металлов и сплавов при ультразвуковом нагружении проводилось в условиях интенсивного охлаждения образцов (водой или жидким азотом), в то время как в реальных условиях разрушение деталей (при ультразвуковом воздействии) может происходить в условиях интенсивного "саморазогрева" на воздухе, когда в металле могут иметь место динамический возврат и динамическая рекристаллизация, существенно изменяющие его исходную структуру.

Цель работы — установление пределов изменения и повышения усталостной долговечности алюминия при ультразвуковом воздействии в условиях "саморазогрева" и изменения его исходной структуры.

Ультразвуковое воздействие в режиме растяжение-сжатие проводили на ультразвуковой резонансной установке с частотой 19 кГц, которая позволяла получать кинетические кривые ультразвукового деформирования в координатах амплитуда напряжения σ_m — время нагружения τ до разрушения образца. Одновременно с получением кривых σ_m—τ с помощью микротермопары фиксировали температуру образца в зоне максимальных напряжений (области пучности стоячей волны). Микроструктуру образцов изучали методами оптической, электронной микроскопии и методами рентгеноструктурного анализа (методами Дебая, Лауэ, Фудживара и Шульца).

Известно [1], что при растяжении долговечность металлов τ, измеряемая временем от момента приложения нагрузки до момента разрыва образца, связана с напряжением σ и абсолютной температурой T зависимостью

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}\right), \qquad (1)$$

где τ_0 — постоянная, совпадающая по порядку величины с периодом тепловых колебаний атомов в твердом теле; U_0 — начальная энергия активации процесса разрушения; γ — структурно-чувствительный коэффициент; k — постоянная Больцмана. Единственный структурно-чувствительный параметр γ зависит от чистоты используемого материала, величины зерна. Значение параметра γ у монокристаллов максимально. Однако нами не обнаружены работы, в которых бы исследовалось влияние ориентации монокристалла по отношению к оси растяжения на величину параметра γ.

Так как у алюминия марки А999 температура плавления $T_{пл}$ = 660,24 °С, при ультразвуковом нагружении (растяжение-сжатие) в условиях "саморазогрева" на воздухе его долговечность описывается именно уравнением (1) при $\tau_0 = 10^{-13}$ с, $\gamma = 1{,}2 \cdot 10^{-20}$ и U_0 = 58 Ккал/моль. Следовательно, зависимость lgτ или lg$N$, где N — число циклов до разрушения при циклических нагрузках, от величины σ носит прямолинейный характер, что и наблюдается на кривых Велера в области ограниченной долговечности.

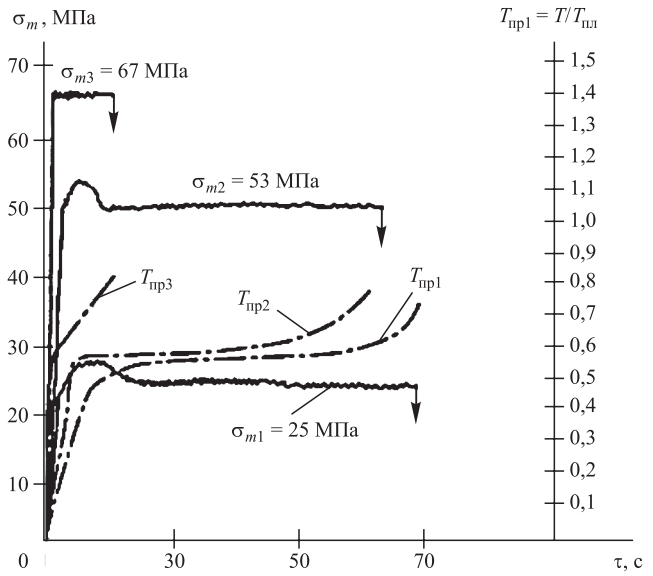


Диаграмма амплитуды напряжения — время нагружения (сплошная линия) и приведенные температуры образца $T_{пр}$ — время нагружения (штрихпунктирная линия) для монокристаллов алюминия с ориентацией оси роста <111>

Выращивание монокристаллов алюминия проводили по методу Степанова. Выращивали монокристаллы с различной ориентацией оси роста: <100>, <211>, <321> и <111> размером 2 × 5 × 100 мм.

С помощью ультразвуковой резонансной установки [2] с частотой 19 кГц получили кинетические кривые ультразвукового деформирования в координатах амплитуда напряжения σ_m — время нагружения до разрушения τ для монокристаллов с продольной осью (ось роста) вдоль кристаллографических направлений <321>, <211>, <100> и <111>. На кривых $\sigma_m = f(\tau)$ в начальный момент наблюдается интенсивный рост напряжений (рисунок). Плотность дислокаций в монокристаллах увеличивается с 10^6 до $10^8...10^9$ см$^{-2}$. Пока образец не успевает разогреться, упрочнение монокристаллов является определяющим процессом, поскольку максимальные значения амплитуд напряжений в зоне пучности стоячей волны, находящиеся в диапазоне 16...70 МПа, больше статического предела текучести при комнатной температуре монокристаллов алюминия марки А999.

С повышением температуры в зоне пучности стоячей волны до (0,45...0,55)$T_{пл}$, происходит снижение амплитудного значения напряжения с переходом на участок постоянного или почти постоянного значения σ_m вплоть до разрушения образца. В момент разрушения монокристаллов любой ориентации при σ_m > 30 МПа температура в зоне пучности близка к 0,8$T_{пл}$ (~ 500 °С). При меньших значениях σ_m (15...25 МПа) температура образца в зоне пучности в момент разрушения образца составляет (400...450) °С. Температура исследуемых монокристаллов в любой момент времени максимальна в зоне наибольших энерговыделений, совпадающих с центром стоячей волны, и измеряется микротермопарой. Распределение температуры вдоль подвергаемого нагружению образца — металлического стержня — в условиях ультразвукового знакопеременного деформирования вычисляли по формуле, приведенной в работе [3].

Оказалось, что температура на свободном конце стержня никогда не бывает меньше 100 °С (0,4$T_{пл}$), т. е. динамический возврат мог протекать начиная от зоны пучности стоячей волны до свободного конца стержня (~ 50 мм).

Исследования микроструктуры показывают, что основным процессом, ответственным за разупрочнение монокристаллов, на установившейся стадии деформирования является динамический возврат с интенсивной полигонизацией в зоне разрушения и вблизи нее.

В зоне интенсивной полигонизации при $\sigma = (0{,}7...0{,}8)\sigma_m$, T = 320...400 °С на расстоянии 10...15 мм от зоны разрушения образуются четкие субграницы с размером дислокационных ячеек около 1 мкм.

Полигональная структура сохраняется и в зоне разрушения, и вблизи нее (на расстоянии 3...4 мм), но наблюдаются значительные скопления дислокаций вблизи границ субзерен и больший угол разориентации субзерен, чем на расстоянии 10 мм от зоны разрушения. Размер субзерен в зоне разрушения больше и может достигать 10 мкм.

По кривым $\sigma_m = f(\tau)$ были построены кривые Велера в области ограниченной долговечности ($\lg N = 10^4...10^7$, где N — число циклов) монокристаллов разной ориентации. Экспериментальные точки в области ограниченной долговечной ложатся на прямые линии, что подтверждает справедливость использования формулы (1) при ультразвуковых испытаниях в условиях "саморазогрева" образцов на воздухе.

Среди всех монокристаллов минимальная долговечность (от 1 с при σ_m = 40 МПа до 52 с при σ_m = 16 МПа) наблюдается для монокристаллов с осью роста <321>, для которых максимальный фактор Шмида (0,47). Среди всех ориентаций оси роста, выбранных для испытаний, действует только одна первичная система скольжения.

В таблице приведены значения отношения K_τ долговечности монокристаллов с различной ориентацией к долговечности монокристалла с осью роста <321> при σ_m, равном 30 и 40 МПа.

Число первичных эквивалентных систем скольжения для монокристаллов разной ориентации и напряжение сдвига в первичных системах скольжения соответствующих монокристаллов

Ориентация монокристаллов	Число первичных систем скольжения	Сдвиговое напряжение при σ_m = = 40 МПа	K_τ	
			σ_m = = 30 МПа	σ_m = = 40 МПа
Ось роста <111>	6	10,8	22	53
Продольная ось, отклонена от направления <111> на 4...7°	Не определено	Не определено	9	16
Ось роста <100>	8	16,4	8	15
Ось роста <211>	21	16,4	3	3
Ось роста <321>	1	18,8	1	1

В таблице приведены число первичных эквивалентных систем скольжения для монокристаллов разной ориентации и напряжение сдвига в первичных системах скольжения соответствующих монокристаллов.

В кристаллах <211> с самого начала нагружения образцов действуют две системы скольжения, накапливаются дислокации "леса", что повышает предел текучести и, следовательно, их долговечность по сравнению с кристаллами <321>. К тому же значение напряжения сдвига при 40 МПа у кристаллов <211> несколько меньше, чем у монокристаллов <321>.

Монокристаллы с осью роста <100> имеют такое же значение напряжения сдвига, что и у монокристаллов <211>, но в них с самого начала деформации могут действовать 8 систем скольжения. Дислокации, накапливающиеся в четырех плоскостях скольжения {111}, могут образовывать "сидячие" дислокации Ломера—Коттрелла в двух разных направлениях семейства <110>, или так называемые барьеры Ломера—Коттрелла, вектор Бюргерса которых не лежит ни в одной из возможных плоскостей скольжения. Перед барьерами Ломера—Коттрелла скапливаются дислокации. Упругие поля напряжений от таких скольжений обусловливают резкий подъем упрочнения на кривой зависимости сдвигового напряжения τ от величины сдвига в плоскости скольжения. Поэтому у таких кристаллов при σ_m = 40 МПа K_τ = 15. В монокристаллах с ориентацией оси роста <111> при деформации растяжением с самого начала действуют 6 систем скольжения и могут образовываться барьеры Ломера—Коттрелла в трех разных направлениях семейства <110>, к тому же фактор Шмида у них намного меньше, чем у других кристаллов, и поэтому значение напряжения сдвига у монокристаллов <111> минимально, а K_τ = 53 при σ_m = 40 МПа. Образование пространственной совокупности барьеров Ломера—Коттрелла согласно данным ряда публикаций затрудняет протекание дислокационного возврата и приводит к сильному упрочнению монокристаллов <111> при деформации растяжением. Отклонение направления <111> от оси роста на 4...7° снижает значение K_τ в три раза.

Последнее обусловлено тем, что отклонение от оси на 4...7° сразу уменьшает число эквивалентных систем скольжения и, как следствие, снижает вероятность образования барьеров Ломера—Коттрелла. Только у монокристаллов с осью роста <111> отклонение оси роста от направления <111> значительно изменяет фактор Шмида. Так, при отклонении оси растяжения от направления <111> на 20° фактор Шмида увеличивается с 0,27 до 0,4.

Фактор Шмида — это множитель M в уравнении

$$\sigma'_{12} = \cos\alpha\cos\beta\sigma_{11} = M\sigma_{11}, \qquad (2)$$

где σ'_{12} — напряжение сдвига по плоскости скольжения, приведенное к направлению скольжения;

σ_{11} — нормальное напряжение в плоскости скольжения, компонента тензора монокристалла σ_{if}; α — угол между осью растяжения и направлением скольжения; β — угол между осью растяжения и плоскостью скольжения.

Это уравнение было впервые предложено Шмидом [4]. Используя уравнение (2), тензор напряжения монокристалла σ_{if} и стереографический метод, можно определять приведенные напряжения при различных видах испытаний (кручение, сдвиг, сжатие и др.) [5]. Для этого необходимо на стереографической диаграмме совместить стандартную проекцию с нормалью к плоскости скольжения.

Таким образом, решающую роль в понижении долговечности образцов при отклонении оси роста на 4...7° от направления <111> играет фактор снижения числа эквивалентных первичных систем скольжения.

Определенная для каждого монокристалла геометрия скольжения обусловливает накопление в них дислокаций с заданными векторами Бюргерса в определенных плоскостях скольжения. Это предопределяет дислокационные реакции, возникновение "сидячих" дислокаций, сеток Франка и малоугловых границ заданного типа, что позволяет получать монокристаллы с различной долговечностью. При снижении амплитуды напряжения до 30 МПа и ниже увеличивается долговечность и уменьшается различие в долговечности кристаллов <111> и <100> относительно долговечности монокристаллов <321>.

Последнее, вероятно, обусловлено тем, что при повышении долговечности от 1...5 до 100...500 с при снижении амплитуды напряжения с 50...70 до 15...20 МПа в условиях "саморазогрева" при ультразвуковом воздействии в значительной мере нивелируется различие в исходной дислокационной структуре разных кристаллов, созданной на стадии упрочнения холодного образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Упрочнение** и разупрочнение кристаллов меди и алюминия / А.М. Беликов, А.С. Борсяков, В.М. Рощупкин и др. // Воронеж: Изд-во Воронежской гос. техн. академии, 2001. 102 с.

2. **Ультразвуковой** резонансный спектрометр с ЭВМ и приставками для обработки материалов и высокоскоростной регистрации быстропротекающих процессов деформации и разрушения металлических кристаллов / А.Н. Семичев, В.Т. Трофимов, В.М. Рощупкин // Методика и техника ультразвуковой спектроскопии: Тез. докл. V Всесоюз. конф. Вильнюс, Каунасский политехн. ин-т, 1984. С. 64.

3. **Нестационарное** температурное поле металлического стержня в условиях ультразвукового знакопеременного деформирования / А.А. Лукин, Н.В. Лосев, В.В. Макаров и др. // Вестник ВГТУ. Сер. Материаловедение. 2001. Вып. 1.10. С. 59—60.

4. **Schmid E.Z.** Electrochem. 1931. 37. P. 447—454.

5. **Хирт Дж., Илоте И.** Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. С. 200—204.

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

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

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

УДК 621.787

М.А. Тамаркин, Э.Э. Тищенко, Д.В. Казаков, А.Г. Исаев
(*Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону*)
E-mail: tehn_rostov@mail.ru

Проектирование технологических процессов центробежно-ротационной обработки с учетом обеспечения их надежности

Представлены результаты исследований процесса центробежно-ротационной обработки деталей в среде стальных шариков. Получен комплекс моделей формирования показателей надежности технологического процесса, позволяющих обеспечить повышение эффективности и достижение заданной величины и стабильности параметров качества обрабатываемой детали с учетом исследования возникающих отказов. Установлены зависимости для определения среднего арифметического отклонения профиля шероховатости поверхности, глубины упрочненного слоя и степени упрочнения. Разработана методика проектирования технологических процессов.

Ключевые слова: *отделочно-упрочняющая центробежно-ротационная обработка деталей, надежность технологического процесса, шероховатость поверхности, глубина упрочненного слоя, степень упрочнения.*

The article presents the results of research of process centrifugal rotary machining in the medium of steel balls. The resulting set of models of formation of indicators of reliability of the technological process, allowing to improve the efficiency and achieve a predetermined value and stability of the quality parameters of the workpiece based research the failures occurred. The dependences for definition of average arithmetic deviation of the profile surface roughness, depth of hardened layer and the degree of hardening determined. The technique of designing of technological processes developed.

Keywords: *finishing-strengthening centrifugal rotary processing of details, process reliability, surface roughness, depth of hardened layer, level of hardening.*

Отделочно-упрочняющая центробежно-ротационная обработка (ОУ ЦРО) в среде стальных шариков является одним из наиболее эффективных методов обработки поверхностным пластическим деформированием. Этот процесс представляет собой сложную систему, где вопросы надежности приобретают большое значение. Особую ценность имеют решения проблем обеспечения надежности в промышленном производстве, где задача достижения требуемых качества изделий и производительности производственного процесса сопряжена с ограниченностью ресурсов и необходимостью минимизации их затрат.

Быстрорастущие требования к точности размеров и геометрической формы деталей, а также к качеству их поверхности характеризуют технический прогресс. Анализ применяемых в машиностроении технологических процессов показывает, что они подчиняются закономерностям, раскрытие которых необходимо для прогнозирования и эффективного управления этими процессами. Статистические оценки качества изготавливаемых изделий и математическое описание технологических процессов являются наиболее часто используемыми методами анализа в настоящее время.

Вопросам надежности изделий и технологических процессов их создания посвящено немало известных работ [1, 3, 4]. В них изложены вопросы выбора и оценки эффективности технологических решений, математические методы расчета и анализа надежности, способы оценки надежности, а также методы планирования управляющих воздействий.

Технологический процесс — это сложная динамическая система, в которой в единый комплекс объединены оборудование, средства контроля и управления, вспомогательные и транспортные устройства, обрабатывающий инструмент или среды, находящиеся в постоянном движении и изменении, объекты производства (заготовки, полуфабрикаты, готовые изделия) и, наконец, люди, осуществляющие процесс или управляющие им. Для выполнения поставленных задач этот процесс сам должен обладать высокой надежностью.

С позиции надежности технологические системы имеют ряд специфических особенностей, которые, с одной стороны, затрудняют решение поставленных задач, а с другой — имеют ряд положительных свойств и возможностей.

К трудностям в обеспечении надежности технологического процесса можно отнести высокие требования к самой надежности процесса, сложность технологических систем и наличие многочисленных и разнообразных взаимосвязей. Стоит отметить и положительные свойства технологических систем, которые облегчают задачу достижения высокой надежности технологического процесса: возможность вводить дополнительный контроль, т. е. изменять структуру системы и ее элементов, ужесточать требования к отдельным операциям, разбивать операции на ряд переходов, изменять режим работы, что в совокупности отражается на надежности технологического процесса. При изменении условий, в которых протекает технологический процесс и которые влияют на его течение, в автоматическом режиме или в результате спланированных целенаправленных действий обслуживающего персонала процесс может принимать управляемый характер, что способствует достижению требуемого уровня надежности.

Оптимальное соотношение качественных и количественных показателей технологического процесса является одной из основных его особенностей. При осуществлении любого технологического процесса в основе лежит, как правило, стремление обеспечить как требуемый уровень качества, так и высокую производительность технологического процесса. Однако повышение производительности технологического процесса может привести к снижению качества или, наоборот, более высокое качество может быть получено за счет низкой производительности, т. е. эти две стороны часто вступают в противоречие друг с другом. Поэтому надежность технологического процесса должна обеспечиваться как по качественным, так и по количественным показателям.

Исследования надежности технологических процессов регламентируются ГОСТ 27.202—83 [2], согласно которому при контроле технологического процесса по количественному признаку определяют значения показателей точности.

Не следует путать понятие надежности технологического процесса с понятиями точности и стабильности. Они имеют принципиальные различия.

Под точностью понимается свойство технологического процесса обеспечивать соответствие поля рассеяния значений показателя качества изготовления продукции заданному полю допуска и его расположению; а под стабильностью — свойство технологического процесса сохранять показатели качества изготовляемой продукции в заданных пределах в течение некоторого времени. Таким образом, из упомянутых выше определений следует, что надежность — понятие динамическое, а точность же характеризует технологический процесс в определенный фиксирований момент времени, в статике. Поэтому точность технологического процесса нужно рассматривать как составную часть свойства надежности системы.

В процессе расчета надежности технологических систем следует исходить из заданных показателей качества готового изделия и номинальных значений, которые заранее прописаны в конструкторской документации. Перед технологом стоит задача: без рассмотрения технического уровня самих изделий оценить, насколько процесс изготовления обеспечивает соблюдение установленных требований. Несмотря на то, что продукция при реализации такого технологического процесса может быстро устаревать морально или же иметь низкое качество, сам технологический процесс может обладать высокой надежностью.

Наиболее значимые доминирующие факторы, оказывающие наиболее сильное влияние на выходные переменные объекта управления (технологического процесса):

факторы, связанные с заготовкой, поступающей на обработку (жесткость, твердость, предел текучести, коэффициент, оценивающий несущую способность контактной поверхности, соответствие материала заготовки материалу, указанному в техническом задании);

режимы обработки (объем загрузки рабочей камеры, частота вращения ротора, объем подаваемой технологической жидкости);

характеристики рабочей среды (диаметры шариков, их масса);

человеческий фактор.

Для анализа надежности технологических процессов согласно ГОСТ 27.202—83 используются коэффициенты для описания надежности технологических процессов механической обработки деталей. При контроле технологических процессов по количественному признаку определены следующие показатели точности:

1. Коэффициент точности (по контролируемому параметру)

$$K_{т} = \frac{\omega^{р}}{T},$$

где $\omega^{р}$ — поле рассеяния, или разность максимального и минимального значений контролируемого параметра за установленное (контрольное) время; T — допуск на контролируемый параметр.

При нормальном законе распределения контролируемого параметра

$$\omega^{р} = 6\sigma,$$

где σ — среднее квадратичное отклонение контролируемого параметра.

Процесс или его элемент стабильно обеспечивает точность контролируемого параметра, если

$$K_т \leqslant K_{то} \leqslant 1,$$

где $K_{то}$ — нормативное (предельное, технически обоснованное) значение $K_т$.

2. Коэффициент мгновенного рассеения (по контролируемому параметру)

$$K_р(\tau) = \frac{\omega^р(\tau)}{T},$$

где $\omega^р(\tau)$ — поле рассеяния контролируемого параметра в момент времени τ.

3. Коэффициент смещения (контролируемого параметра)

$$K_с(\tau) = \frac{\overline{\Delta}(\tau)}{T},$$

где $\overline{\Delta}(\tau)$ — среднее значение отклонения контролируемого параметра относительно середины поля допуска в момент времени τ,

$$\overline{\Delta}(\tau) = \left|\overline{y}(\tau) - y_0\right|,$$

где $\overline{y}(\tau)$ — среднее значение контролируемого параметра; y_0 — значение параметра, соответствующее середине поля допуска (при симметричном поле допуска значение y_0 совпадает с номинальным значением параметра $y_{ном}$).

4. Коэффициент запаса точности (по контролируемому параметру)

$$K_з(\tau) = 0{,}5 - K_с(\tau) - 0{,}5K_р(\tau).$$

При контроле точности должно выполняться условие $K_з(\tau) > 0$.

Для расчета параметров качества проектируемых технологических процессов ОУ ЦРО требуется прогнозировать показатели качества изготавливаемых деталей. Для этого необходимо получить теоретические зависимости для определения среднего арифметического отклонения профиля установившейся шероховатости, глубины упрочненного слоя и степени упрочнения [5, 6, 8].

Были проведены исследования формирования шероховатости обработанной поверхности при ОУ ЦРО. При этом сделаны следующие основные допущения: шарик, двигаясь под некоторым углом α к обрабатываемой поверхности, внедряется и проходит при этом некоторое расстояние по этой поверхности. Для упрощения схемы взаимодействия принято, что диаметры всех шариков одинаковы, кроме того, учитывают только скольжение шарика по поверхности при внедрении, исключая возможное перекатывание. Анализируется только среднее вероятностное значение различных параметров единичного взаимодействия.

Скорость соударения шарика с поверхностью детали

$$V_{эф} = k_{эф}\gamma R_{эф},$$

где $k_{эф}$ — коэффициент, учитывающий влияние соседних шариков при ОУ ЦРО; γ — частота вращения ротора; $R_{эф}$ — эффективный радиус вращающегося ротора.

Максимальная глубина внедрения шарика в поверхность детали определяется по зависимости

$$h_{max} = 2V_{эф}R\sin\alpha\sqrt{\frac{\rho_ш}{3k_s c\sigma_т}},$$

где R — радиус шарика; $\rho_ш$ — плотность материала шарика; k_s — коэффициент, учитывающий влияние шероховатости поверхности детали на площадь фактического контакта; c — коэффициент несущей способности контактной поверхности; $\sigma_т$ — предел текучести материала детали.

Пятно контакта шарика с поверхностью детали представляет собой эллипс с большой a и малой b полуосями, которые можно определить следующим образом:

$$b = \sqrt{R^2 - \left(R - h_{max}\right)^2};$$

$$a = \frac{\pi}{2}\left(\mathrm{ctg}\alpha - f\right)h_{max} + b,$$

где f — коэффициент трения скольжения шарика по материалу обрабатываемой детали.

Среднее арифметическое отклонение профиля установившейся шероховатости при ОУ ЦРО определим как

$$Ra_{уст} = 0{,}006k_з k_{т.ж}\sqrt{\frac{h_{max}abl_{ед}}{R^2}},$$

где $l_{ед}$ — единичная длина; $k_з$ — коэффициент, учитывающий объем загрузки рабочей камеры; $k_{т.ж}$ — коэффициент, учитывающий влияние объема технологической жидкости. Значения коэффициентов $k_з$ и $k_{т.ж}$ определены при проведении экспериментальных исследований. Созданы банки данных.

При решении технологических задач ОУ ЦРО важное значение имеет аналитический расчет ожидаемых значений глубины упрочненного слоя $h_н$ и степени упрочнения ε. От толщины упрочненного слоя зависят многие эксплуатационные свойства деталей, например усталостная прочность и долговечность. Величина $h_н$ определяет зону поверхностного слоя, в которой имеется остаточная деформация зерен и дислокаций кристаллической решетки, образовавшаяся в результате приложения внешней нагрузки. Аналитическое определение глубины упрочненного слоя и степени упрочнения в зависимости от физико-механических свойств материала детали и параметров процесса является очень сложной задачей [7]. С учетом условия пластичности Генки—Мизеса ($\sigma_i = \sigma_т$) при описании пластически деформированной области, распространяющейся на некоторую глубину вокруг остаточной вмятины (пластического отпечатка), получены зависимости для расчета глубины упрочненного слоя и степени упрочнения.

Глубина упрочненного слоя определяется по зависимости

$$h_н = 9{,}7\sqrt[4]{\frac{ab\rho_ш}{k_s c\sigma_т}}\left[1-\frac{1}{2}\left(1-\frac{b}{a}\right)^4\right]\sqrt{V_{эф}R\sin\alpha}.$$

Для определения степени упрочнения получена зависимость

$$\varepsilon = 2{,}03\sqrt[4]{\frac{R^2\gamma^2\rho_ш}{HB}},$$

где HB — твердость материала детали по Бринеллю.

Для проверки достоверности предложенных теоретических моделей формирования шероховатости поверхности, глубины упрочненного слоя и степени упрочнения при ОУ ЦРО проведены комплексные экспериментальные исследования.

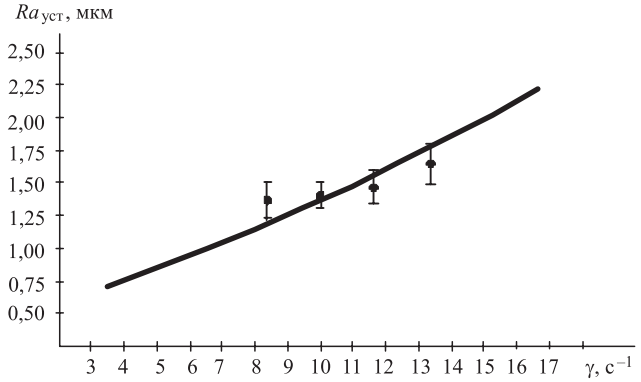


Рис. 1. Зависимость установившейся шероховатости поверхности от частоты вращения ротора при диаметре шарика 6,5 мм и объеме загрузки 2 дм³ для материала 29НК

Исследовано влияние частоты вращения ротора и размера среды на формирование шероховатости поверхности. На рис. 1 и 2 сплошной линией показаны теоретические зависимости, а точками — значения па-

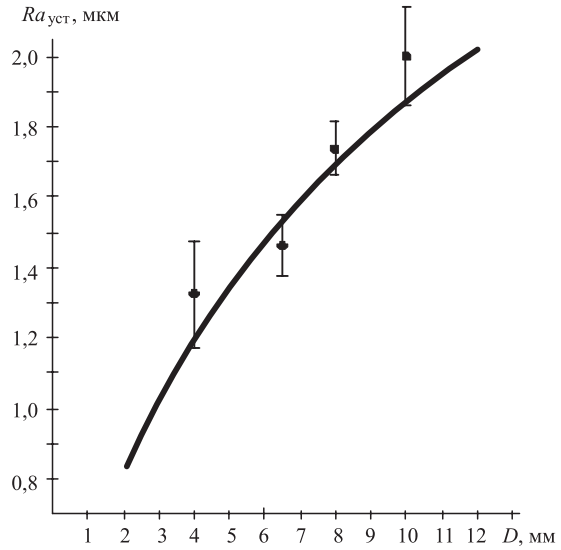


Рис. 2. Зависимость установившейся шероховатости поверхности от диаметра шарика *D* при частоте вращения ротора 10 с⁻¹ и объеме загрузки 2 дм³ для алюминиевого сплава Д16

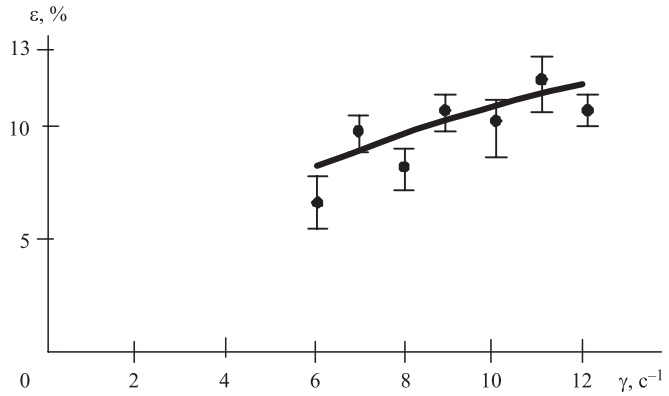


Рис. 3. Зависимость изменения степени упрочнения от частоты вращения ротора для стали 45

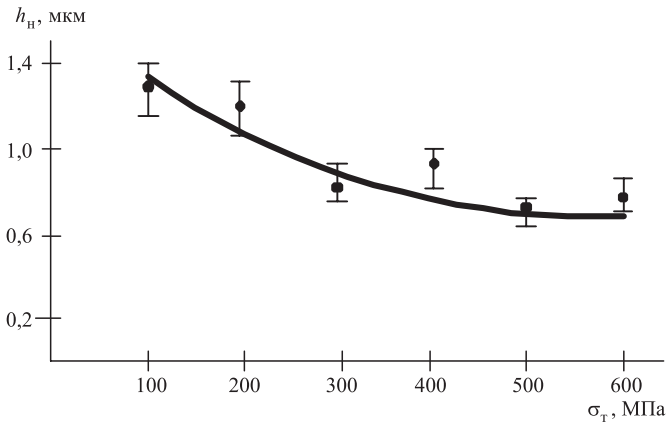


Рис. 4. Зависимость изменения глубины упрочненного слоя поверхности детали от предела текучести материала

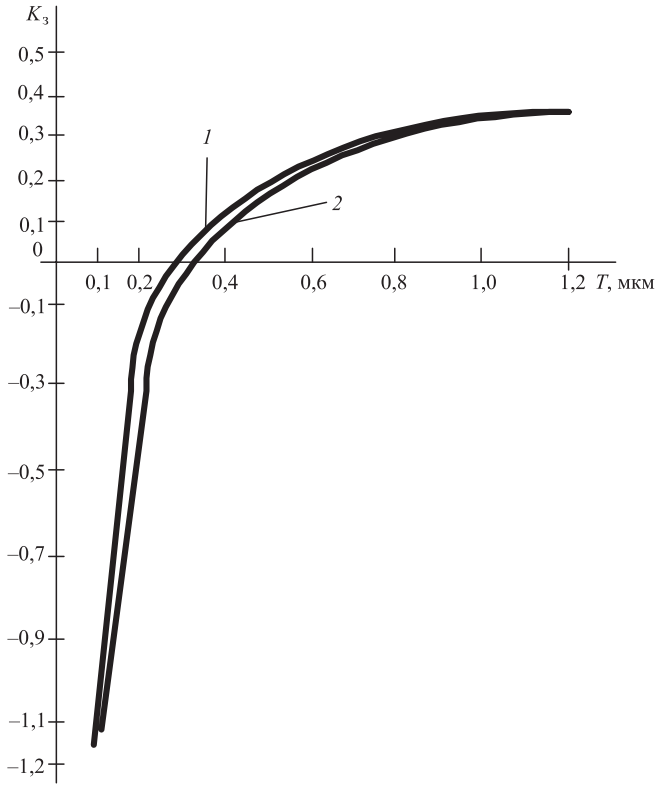


Рис. 5. Влияние величины допуска на надежность технологического процесса. Контролируемый параметр — глубина упрочненного слоя $h_н$. Диапазон изменения допуска 0,1...1,2 мм с шагом 0,1 мм; диаметр шарика — 4 мм; материал детали — сталь 45:
1 — $\gamma = 6$ с$^{-1}$; *2* — $\gamma = 9$ с$^{-1}$

раметров, полученные при экспериментальных исследованиях.

На рис. 3 и 4 представлены результаты проверки полученных теоретических зависимостей для определения изменения глубины упрочненного слоя и степени упрочнения.

Очевидно, что надежность технологического процесса в значительной мере определяется величиной допуска на контролируемый параметр качества обработки. Пользуясь комплексом моделей процесса ОУ ЦРО, можно рассчитать значения показателей точности процесса на стадии технологического проектирования, что позволит прогнозировать надежность принятого к производству технологического процесса.

Проведены экспериментальные исследования влияния величины допуска на надежность технологического процесса. На рис. 5 и 6 представлены результаты исследований.

Анализируя результаты проведенных исследований, можно сделать следующие выводы.

1. Установлена адекватность предложенных теоретических зависимостей влияния технологических параметров процесса на формирование среднего арифметического отклонения профиля шероховатости

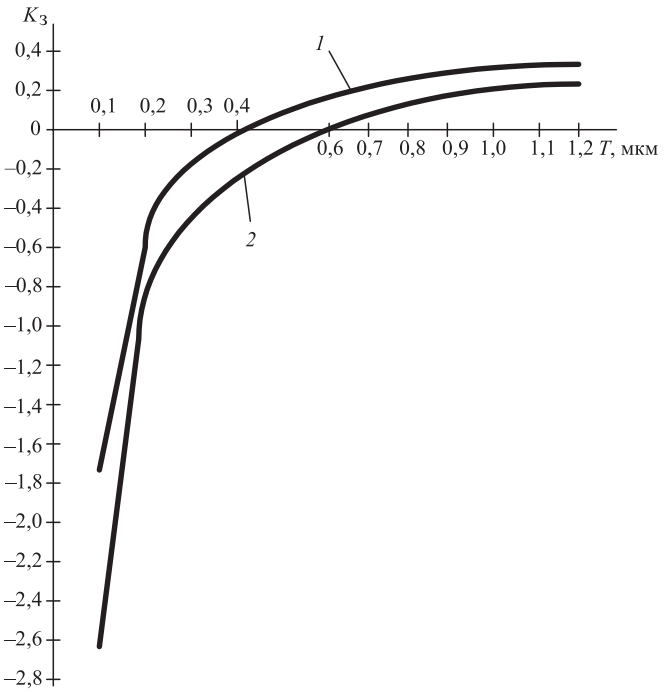


Рис. 6. Влияние величины допуска на надежность технологического процесса. Контролируемый параметр — шероховатость поверхности *Ra*. Диапазон изменения допуска 0,1...1,2 мкм с шагом 0,1 мкм; диаметр шарика — 4 мм; материал сталь 45:
1 — $\gamma = 6$ с$^{-1}$; *2* — $\gamma = 9$ с$^{-1}$

поверхности, глубину упрочненного слоя и степень упрочнения. Разница между теоретическими и экспериментальными данными не превышает 20 %.

2. Технологический процесс ОУ ЦРО обеспечивает получение требуемых параметров качества поверхности детали в ходе обработки в пределах поля допуска в определенных интервалах изменения технологических режимов и характеристик рабочих сред.

На основании результатов проведенных исследований разработана методика проектирования технологических процессов ОУ ЦРО, обеспечивающая требуемую надежность технологического процесса.

В качестве ограничительной функции в зависимости от решаемых технологических задач будет использоваться шероховатость поверхности, глубина упрочненного слоя, степень упрочнения или несколько параметров одновременно.

Исходные данные, необходимые для начала расчета, вводятся в диалоговом режиме. Задаются значения исходной и заданной шероховатости поверхности, глубины упрочненного слоя и степени упрочнения, характеристики материала детали, диапазон диаметров шариков, частоты вращения ротора, тип оборудования, значение допуска на контролируемый параметр обработанной поверхности. По полученным зависимостям рассчитываются значения установившейся шероховатости поверхности, глубины упрочненного слоя

и степени упрочнения. В дальнейших расчетах рассматриваются только те варианты, которые удовлетворяют заданным условиям. Затем рассчитываются показатели точности процесса по формулам, полученным выше. Определяются поле рассеяния значений контролируемого параметра, среднее значение отклонения контролируемого параметра относительно середины поля допуска. Рассчитывается значение коэффициента запаса точности. В случае выполнения условия $K_з > 0$ рассчитывается время обработки для каждого варианта сочетания технологических параметров и выбирается вариант, обеспечивающий минимальное время обработки, который и считается рациональным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Корольков Ю.В.** Повышение надежности технологического процесса центробежно-ротационной обработки в среде абразива. Дис. ... канд. техн. наук. Ростов н/Д. 2011. 167 с.
2. **ГОСТ 27.202—83.** Надежность в технике. Технологические системы. Технические требования к методам оценки надежности по параметрам производительности. 28 с.
3. **Рыжкин А.А., Слюсарь Б.Н., Шучев К.Г.** Основы теории надежности: Учеб. пособие. Ростов н/Д.: Изд. центр ДГТУ. 2002. 182 с.
4. **Андросов А.А.** Надежность технических систем: Учеб. пособие. Ростов н/Д.: Изд. центр ДГТУ, 2000. 169 с.
5. **Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э.** Основы оптимизации процессов обработки деталей свободным абразивом. Германия: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2015. 133 с.
6. **Tamarkin M.A., Tishchenko E.E., Lebedenko V.G.** Surface-layer quality in shot treatment Russian Engineering Research. 2010. Vol. 30. No. 2. P. 144—148.
7. **Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И.** Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.
8. **Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Лебеденко В.Г.** Повышение качества поверхностного слоя деталей при обработке поверхностным пластическим деформированием в гибких гранулированных средах // Вестник Донского государственного технического университета. 2009. Т. 09. № 03.

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ
СПРАВОЧНИК
Осинцев О.Е., Федоров В.Н.
2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.
ISBN 978-5-9907638-3-8

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.
Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 620.179.4:621.793

В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев, Н.С. Фалалеев
(*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва*)
E-mail: pugachevmax@mail.ru

Свойства двухкомпонентного покрытия, нанесенного газодинамическим напылением*

Приводятся результаты исследования структуры и свойств двухкомпонентного покрытия, нанесенного с использованием смеси частиц алюминия и цинка методом "холодного" газодинамического напыления. Предложена математическая модель, позволяющая оценить распределение температуры покрытия по толщине. Установлен механизм формирования в покрытии областей алюминия с высоким содержанием цинка.

Ключевые слова: *газодинамическое напыление, частицы корунда, твердость покрытия, покрытие меди, покрытие алюминия, покрытие цинка, структура покрытия.*

Results of research structure and properties two-component covering of the aluminum applied with use of mix particles and zinc by method a "cold" gasdynamic dusting are given in article. The mathematical model allowing to estimate distribution of temperature covering on thickness is offered. The formation mechanism in a covering of areas aluminum with the high content of zinc is installed.

Keywords: *gasdynamic dusting, corundum particles, covering hardness, copper covering, aluminum covering, zinc covering, structure of covering.*

Покрытия цинка и алюминия широко применяют как средство защиты материалов деталей, изделий и конструкций от воздействия коррозионной среды. Для нанесения покрытия используют газотермические методы напыления, погружение в расплав металла, химические и физические процессы. Детали, изделия и конструкции с покрытиями алюминия и цинка широко используются в судостроении, химическом аппаратостроении, строительстве и, в частности, при сооружении платформ для добычи углеводородов на морском шельфе.

Газодинамическое напыление (ГДН) может составить конкуренцию традиционным методам нанесения покрытий и расширить области своего применения, так как имеет ряд существенных технологических и экологических преимуществ. Его можно использовать в производственных и полевых условиях, так как качество покрытия не зависит от воздействия внешней среды (температура, влажность). Наносятся покрытия на основе никеля, меди, алюминия, цинка или их сочетания шириной от 6 мм и толщиной до 1 мм и более. Мелкодисперсные порошки металлов не нагреваются выше 70 °С, и поэтому их физико-механические характеристики не изменяются. В процессе напыления разогрев деталей, изделий и конструкций не превышает 120...140 °С, благодаря чему геометрия и механические характеристики сохраняются. Данное преимущество позволяет наносить покрытия на тонкостенные изделия, изготовленные из металлов, имеющих низкую температуру плавления, например алюминия и его сплавов. Этот метод на предприятиях используют для восстановления геометрических размеров изделий, включая узлы трения скольжения, для придания поверхности защитных свойств при воздействии коррозионной и корозионно-абразивной среды, герметизации соединений, работающих при низкой и высокой температурах и т. д. [1, 2]. Сравнительные испытания на сопротивление коррозии в среде слабого электролита (3 % NaCl) низкоуглеродистой стали с покрытием цинка, нанесенным ГДН и погружением в расплав, показали, что скорость коррозии при использовании метода ГДН в 1,5 раза меньше [3].

* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00634 А.

Цель работы. При ГДН основными параметрами, которые оказывают влияние на формирование структуры и свойств покрытий, являются температура потока воздуха, время процесса и механические характеристики металлов [4]. Использование при напылении двух металлов может сопровождаться процессом диффузии или переносом некоторого объема металла частицами корунда, что может оказать влияние на свойства покрытия, например когезионную прочность. Поэтому была сделана попытка оценить температуру покрытия и возможность диффузии одного из компонентов исходя из технологических параметров процесса (температуры потока воздуха и скорости перемещения сопла относительно поверхности).

Методики, оборудование, материалы

Напыление покрытия на образцы из стали 20 осуществляли на газодинамической установке модели ДИМЕТ-404 с использованием механической смеси частичек алюминия (ГОСТ 6058—73), цинка (ГОСТ 12601—76) и оксида алюминия (ГОСТ 28818—90) в процентном соотношении (35±5): (40±5): (25±5) [2].

На образцы из стали наносили слой металла при постоянной скорости перемещения образца 0,01 м/с по отношению к потоку частиц с расстояния от среза сопла до поверхности 1 см. Для получения необходимой толщины слоя металла для проведения исследований напыление проводили при неоднократном (циклическом) перемещении сопла относительно поверхности образца.

Твердость металла покрытия измеряли методом Виккерса при нагрузке 245,2 мН на твердомере SHIMADZU HMV-2 [5]. Для получения обоснованной зависимости изменения твердости покрытия от параметров напыления измерение твердости проводили на участках поверхности, визуально свободных от частиц корунда. Для каждого режима напыления проводили не менее 11 замеров твердости покрытия.

Структуру покрытия исследовали с помощью металлографического микроскопа В-600 МЕТ при увеличении до 1500 и растрового электронного микроскопа фирмы JEOL модели JSM-6610LV в отраженных и вторичных электронах при увеличении до 5000. Количественный анализ содержания алюминия, цинка и кислорода в массовых процентах проводили по точкам, которые выбирали на участках, отличающихся цветом и оттенками цвета. Размер области инициирования характеристического излучения элементов не превышал 5 мкм.

Термическую обработку образцов после нанесения покрытия проводили в печи при температуре 480...500 °С с временем выдержки 600 с.

Оценку нагрева материала покрытия проводили исходя из следующих характеристик процесса. Непрерывный поток нагретого до ≈ 540 °С воздуха вместе с частицами металлов и химического соединения перемещается по поверхности образца, и при этом формируется покрытие толщиной ≈ 500 мкм в форме сегмента окружности. Нагрев покрытия осуществляется узконаправленным потоком воздуха, который эффективно нагревает площадку диаметром ⩽ 6 мм (ширина покрытия). При скорости перемещения потока относительно поверхности 0,01 м/с источник тепла выходит за пределы площадки ⩽ 6 мм за 0,6 с. Экспериментально установлено, что минимальная толщина слоя при ГДН составляет ≈ 25 мкм, что соответствует размерам частиц металлов с учетом их деформации при соударении с подложкой и твердыми частицами корунда. Таким образом, можно модель процесса нанесения покрытия толщиной ≈ 500 мкм за 0,6 с представить как последовательное присоединение слоев металла толщиной ≈ 25 мкм, формируемых за 0,03 с, к подложке или предыдущему слою при постоянном воздействии потока воздуха с температурой 540 °С.

Расчет температуры нагрева покрытия по толщине слоя может быть представлен в виде последовательности тепломеханических процессов: прогрев частицы металла во время полета в потоке воздуха до контакта с поверхностью; дополнительный нагрев частицы при соударении с поверхностью; нагрев слоя металла под воздействием нагретого воздуха в течение 0,03 с. При этом численно решается уравнение теплопроводности для уже нанесенного слоя, который представляется как единое целое с усредненными свойствами алюминия и цинка, взятыми в пропорциях исходной смеси порошков. Такое усреднение оправдано тем, что размер частиц во много раз меньше характерного размера наносимого покрытия. Так как расчеты носят лишь оценочный характер, температурной зависимостью физических свойств наносимого материала пренебрегали.

Основные результаты исследований

При ГДН покрытие формируется за счет присоединения пластичных частиц металла, имеющих высокую кинетическую энергию, к подложке при соударении с ней. Твердые частицы корунда, входящие в механическую смесь, деформируют и уплотняют нанесенный металл, повышая характеристики адгезии и когезии покрытия.

Прежде чем приступить к обсуждению полученных результатов исследований двухкомпонентного покрытия алюминий — цинк, необходимо представить некоторые закономерности, полученные на однокомпонентных покрытиях с использованием порошков меди, алюминия и цинка.

Свойства однокомпонентных покрытий зависят от

технологических параметров процесса и физико-механических характеристик используемых металлов. При относительном удлинении более 50 % исходная структура металла (зерно) деформируется и наклепывается со значительным повышением твердости. Если температура напыления выше температуры рекристаллизации, то в нанесенном металле проходят процессы возврата (отдыха) и твердость покрытия снижается с увеличением времени процесса.

При напылении покрытия меди (температура рекристаллизации 180...320 °С) микродеформации снижаются с $(56{,}8\pm0{,}8)\cdot10^{-4}$ до $(36{,}4\pm0{,}6)\cdot10^{-4}$ при увеличении температуры нанесения покрытия с 180 до 360 °С. Дальнейшее повышение температуры напыления до 540 °С не столь значительно влияет на величину микродеформаций ($(30{,}2\pm0{,}6)\cdot10^{-4}$) [5]. Результаты, показывающие наличие изменений в тонкой структуре металла при повышении температуры напыления, также были получены при измерении удельного электрического сопротивления. Термическая обработка металла покрытия в печи при температуре 750...780 °С снижает твердость на 700...800 МПа. Однако после термической обработки твердость при минимальной температуре напыления (180 °С) на 140 МПа выше, чем при максимальной температуре нанесения покрытия (540 °С), что связано с большим содержанием корунда (массовая доля алюминия 1,1 и 1,03 соответственно).

Твердость алюминия повышается до ≈ 1000 МПа при увеличении числа циклов (времени) напыления с использованием потока воздуха с температурой 180 °С (рис. 1). Повышение температуры потока воздуха до 360 °С сопровождается незначительным ростом твердости при увеличении времени процесса. Энергетические характеристики частиц (скорость) возрастают, что должно сопровождаться повышением твердости, и отсутствие ее более значительного роста обусловлено влиянием теплового потока на состояние тонкой структуры. Использование максимальной температуры процесса (540 °С) приводит к повышению твердости при минимальном времени процесса и ее снижению при увеличении времени нанесения покрытия (см. рис. 1). Понижение твердости алюминия при увеличении времени напыления обусловлено процессами возврата (отдыха) в нанесенном металле.

Рентгеноструктурный анализ покрытия алюминия не показал изменения микродеформаций при повышении температуры напыления, что обусловлено низкой температурой рекристаллизации и протеканием процесса возврата (отдыха) во всем диапазоне температур напыления.

Твердость покрытия цинка может достигать ≈ 750 МПа при низкой температуре напыления и снижаться до 550 МПа при повышении температуры потока воздуха до 540 °С. Структура покрытия состоит из частиц металла и включений структурно свободного корунда, доля которого в покрытии цинка составляет 4...5 % мас.

Структура и свойства двухкомпонентного покрытия. Зависимость твердости двухкомпонентного покрытия алюминий — цинк от температуры и времени (числа циклов) напыления (рис. 2) несколько отличается от зависимости, полученной для алюминия.

При минимальной температуре напыления 180 °С твердость достигает максимального значения 1030 МПа и соответствует твердости, которая наблюдается при напылении алюминия (см. рис. 1 и 2). Увеличение твердости алюминия достаточно хорошо коррелирует с продолжительностью обработки, и большему времени обработки соответствует большая твердость, что в данном случае не наблюдается.

Увеличение температуры газового потока до 360 °С сопровождается понижением твердости нанесенного металла во всем интервале времени напыления. Дальнейшее повышение температуры до 540 °С сопровождается снижением твердости до 620 МПа при минимальном времени напыления. Увеличение времени процесса приводит к возрастанию твердости до 930 МПа при семи

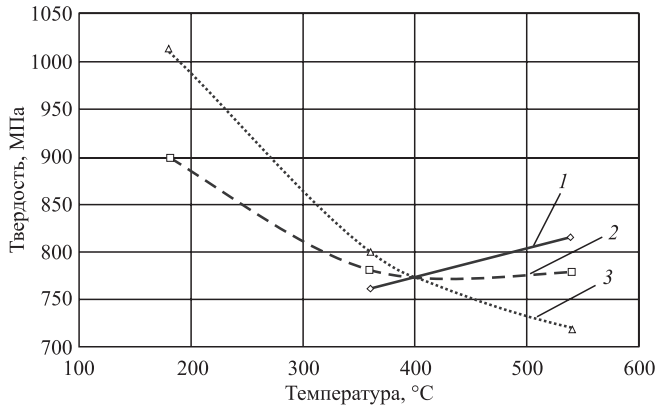


Рис. 1. Зависимость твердости алюминия от температуры и времени напыления:
1 — 1 цикл; *2* — 3 цикла; *3* — 5 циклов

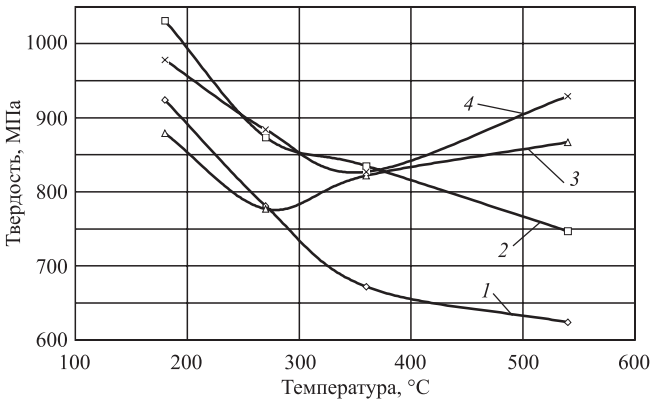


Рис. 2. Зависимость твердости двухкомпонентного покрытия Al—Zn от температуры и времени напыления:
1 — 1 цикл; *2* — 3 цикла; *3* — 5 циклов; *4* — 7 циклов

циклах напыления (см. рис. 2). Полученный результат значительно отличается от зависимости твердости от температуры и времени нанесения покрытия, которая получена для алюминия (см. рис. 1).

Можно предположить наличие следующих механизмов, которые могут оказать влияние на повышение твердости при использовании потока воздуха с максимальной температурой и увеличении времени процесса. Расчеты показывают, что частицы металла не нагреваются выше 70 °С, находясь в потоке нагретого воздуха, из-за незначительного времени нахождения в нем [6]. Однако, попадая на поверхность и закрепляясь на ней, металл может нагреваться до высокой температуры за счет продолжительного воздействия потока нагретого воздуха. И если при этом механические характеристики алюминия и цинка значительно изменяются, то частицы корунда могут фиксироваться в металле в большем количестве и твердость может возрасти. Например, при нагреве алюминия до температуры 300 °С его прочность падает, а пластичность увеличивается в три раза. Воздействие твердыми частицами корунда на пластичные частицы металлов может сопровождаться измельчением исходной структуры (зерна), и тогда увеличение времени процесса может приводить к повышению твердости. Кроме того, при деформации структура насыщается точечными и линейными дефектами (вакансии, дислокации) и в этом случае нельзя исключить наличие процесса деформационной диффузии по вакансионному механизму с формированием ограниченного твердого раствора, что может оказать влияние на повышение твердости.

Исследование твердости покрытия, нанесенного при температуре 540 °С с последующей термической обработкой, показало, что твердость находится в пределах 781...796 МПа при снижении числа циклов напыления от семи до одного. Таким образом, предположение о влиянии роста количества корунда на повышение твердости не находит подтверждения. При низкой температуре напыления твердость покрытия после термической обработки снижается незначительно.

Структура двухкомпонентного покрытия алюминий — цинк состоит из двух структурных составляющих белого и темно-серого цвета (рис. 3). Видно, что частицы корунда в основном находятся на участках, имеющих темно-серый цвет, что затрудняет оценку их количества.

Структурные составляющие белого цвета (поля) разделены между собой видимыми линиями (границами) на отдельные участки разного размера. Исследование темно-серой области покрытия при увеличении 1500 показывает, что она состоит из отдельных фрагментов округлой формы со слабо выраженной границей размером 5...15 мкм. Структурные составляющие белого и темно-серого цвета занимают примерно одинаковую площадь, что соответствует соотношению алюминия и цинка в механической смеси порошка.

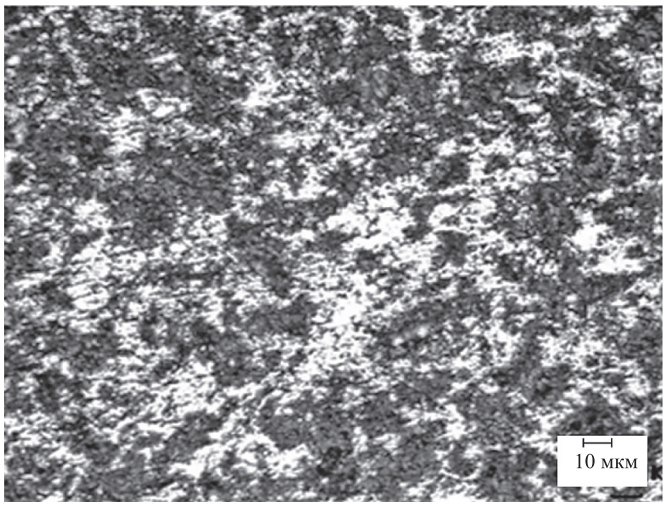


Рис. 3. Структура двухкомпонентного покрытия Al—Zn, нанесенного при температуре 540 °С и семи циклах напыления

Измерение длины и ширины участков белого и темно-серого цвета, нанесенных при температуре 360 °С (5 циклов) и 540 °С (7 и 3 цикла), позволило выявить некоторую тенденцию. Средний размер участков белого цвета значительно отличается и при семи циклах воздействия составляет 13,7 × 7,5 мкм, тогда как при трех циклах они имеют размер 19,4 × 10,7 мкм. В таком случае можно предположить, что на повышение твердости при увеличении времени напыления влияет измельчение структуры частиц (зерна) металла. Средний размер темно-серой структуры покрытия, нанесенного при трех и семи циклах с температурой потока воздуха 540 °С, различается незначительно и составляет 28,7 × 23,7 и 29,7 × 22,9 мкм соответственно. Следует отметить, что в темно-серых зонах присутствует незначительное количество вкраплений округлой формы белого цвета, размер которых составляет 1...3 мкм.

При использовании температуры 360 °С и пяти циклах напыления структурные составляющие серого и белого цвета имеют несколько большие размеры, чем при использовании температуры 540 °С: 34,7 × 26,9 и 19,9 × 14,0 мкм соответственно. Термическая обработка образцов с покрытием, нанесенным при 360 °С и пяти циклах, значительно уменьшает средние размеры областей белого цвета (11,4 × 7,8 мкм). При такой температуре металл (цинк) переходит в жидкое состояние и при кристаллизации возникают новые зерна. В этом случае можно предположить, что области белого цвета являются цинком.

Исследование покрытия при значительном увеличении показывает, что поверхность насыщена дефектами (поры, включения, разрывы между структурными составляющими). Поверхность пластичных металлов как будто подверглась бомбардировке твердыми частицами корунда. На участках поверхности, окрашенных в

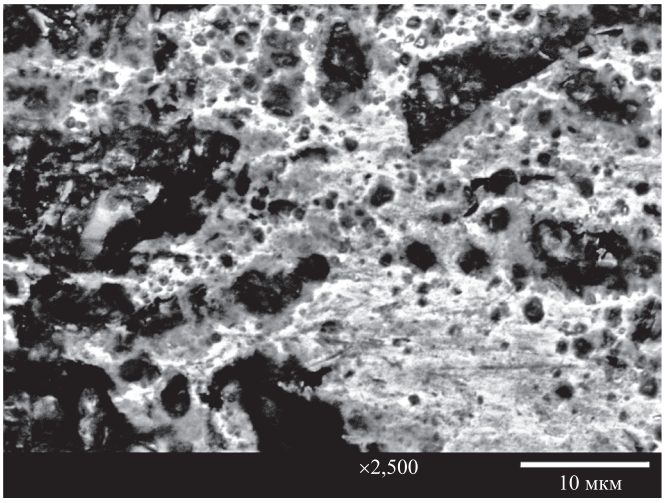


Рис. 4. Поверхность двухкомпонентного покрытия Al—Zn

белый и, особенно, темно-серый цвета, видны включения частиц корунда разного размера (рис. 4).

Исследование металла в характеристическом излучении Al, Zn, O_2 показало, что участки белого цвета — это цинк с незначительным точечным и достаточно равномерным распределением кислорода и алюминия (корунда) (рис. 5). Темно-серая область — алюминий — содержит значительно больше кислорода (корунда), который распределен достаточно неравномерно.

Содержание элементов, % мас.

Режим напыления	Спектр	Al	Zn	O_2
T = 360 °C; N = 5	1	65,6	—	34,4
	2	52,2	—	47,8
	3	31,6	68,4	—
	4	1,1	96,6	2,3
	5	17,3	73,9	17,3
	6	51,7	10,5	37,8
T = 360 °C; N = 5; т/о: 480 °C, 600 с	7	4,2	87,7	8,2
	8	83,5	5,9	10,6
	9	41,1	34,1	24,8
	10	42,4	31,2	26,4
T = 540 °C; N = 7	11	3,2	90,5	6,4
	12	75,2	12,5	12,4
	13	63,0	13,4	23,7
	14	77,8	8,6	13,6

Обозначения: T — температура, °C; N — число циклов; т/о — термическая обработка.

На участках алюминия и прилежащей области провели количественный анализ содержания алюминия, цинка и кислорода, результаты которого представлены в таблице. Спектры снимали на участках (в точках), прилежащих к алюминию и на алюминии. Точки на алюминии отличались оттенком цвета (темно-серый, серый, светло-серый) и находились на расстоянии 10...20 мкм от цинка и на таком же расстоянии друг от друга (рис. 6).

Из результатов спектрального анализа видно, что в двухкомпонентном покрытии присутствуют области цинка с разным содержанием корунда (см. табл., спектры 4, 7, 11). В зонах, имеющих разные оттенки серого цвета, есть области чистого алюминия с разным содержанием корунда (см. табл., спектры 1, 2). Также на разных участках (точках) области, относящейся к алюминию, отмечено наличие цинка с содержанием от 5,9 до 73,9 % мас. Процессы, которые могут привести к получению такой структуры в относительно незначительный промежуток времени, зависят от температуры (диффузия) и механических характеристик материалов (прочность, относительное удлинение).

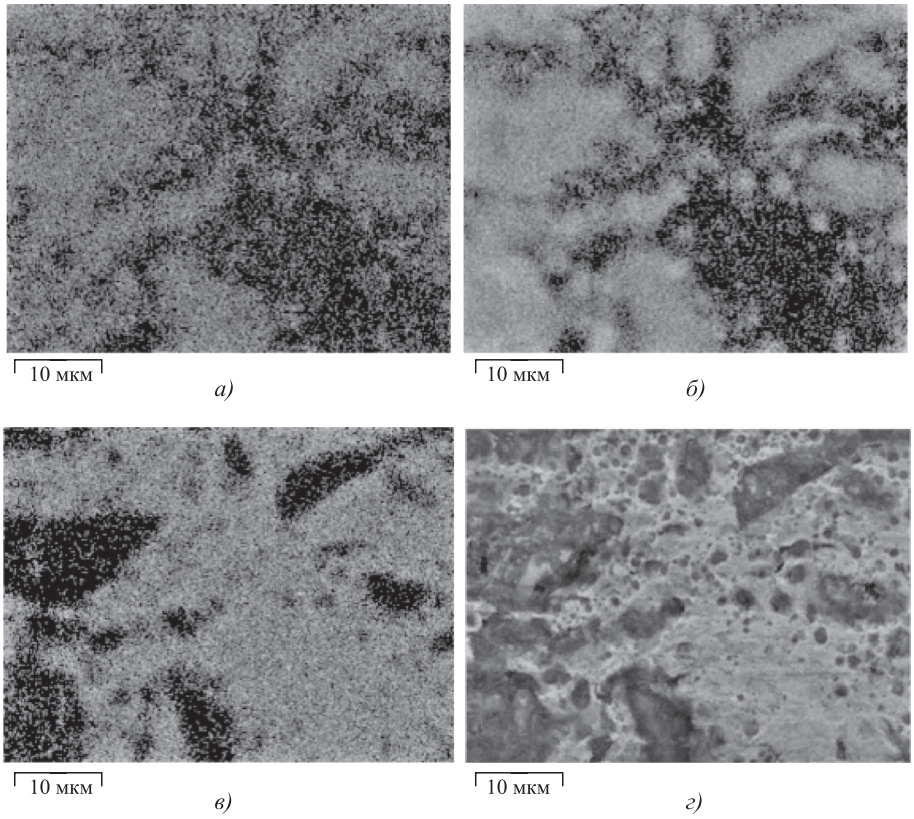


Рис. 5. Распределение в покрытии Al—Zn: кислорода (*а*), алюминия (*б*), цинка (*в*) и изображение его структуры в отраженных электронах (*г*)

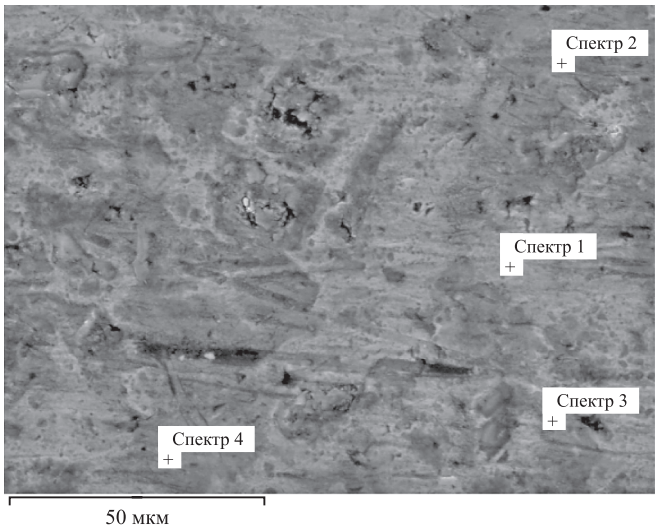


Рис. 6. Положение спектров на поверхности покрытия Al—Zn

Расчет температуры покрытия и диффузии. Используя физико-математическую модель, можно рассчитать температуру частиц при нахождении в потоке нагретого воздуха до попадания на поверхность [6]. В результате численного моделирования выявлено, что частицы алюминия и цинка прогреваются по всему объему достаточно равномерно и их температура не превышает 89 и 82 °С соответственно.

При соударении частиц с поверхностью выделяется энергия, которую можно рассчитать исходя из скорости и массы частицы. Расчеты, основанные на модели абсолютно неупругого взаимодействия, показывают, что температура частицы может возрасти на ~ 17 °С [6].

Поток воздуха у поверхности образца, на который происходит напыление покрытия, существенно турбулентный, так как число Рейнольдса (Re) велико:

$$\mathrm{Re} = \frac{\rho v l}{\eta} \approx 10^5, \qquad (1)$$

где ρ — плотность воздуха, по оценке, ρ = 1,25 кг/м^3; v — скорость воздушного потока, v = 600 м/с; l — характерный размер образца, l = 5 мкм; η — динамическая вязкость воздуха, $\eta \approx 3{,}9 \cdot 10^{-5}$ Па·с в условиях эксперимента.

Коэффициент теплоотдачи α оценен на основе теории подобия:

$$\mathrm{Nu} = f(\mathrm{Re}, \mathrm{Pr}, \ldots) = \frac{\alpha l}{\lambda_в}, \qquad (2)$$

где Nu — число Нуссельта; Pr — число Прандтля, Pr ≈ 0,7 в условиях эксперимента [7]; $\lambda_в$ — теплопроводность воздуха, $\lambda_в$ = 0,06 Вт/(м·К) в условиях эксперимента,

$$\mathrm{Nu} = 0{,}0296\,\mathrm{Re}^{0{,}8}\,\mathrm{Pr}^{0{,}43} \approx 254. \qquad (3)$$

Таким образом, на нагреваемой потоком горячего воздуха поверхности коэффициент теплоотдачи составляет ~ 3000 Вт/(м^2·К). На остальных гранях образца поставлено граничное условие свободной теплоотдачи с α = 5,6 Вт/(м^2·К), что соответствует теплоотдаче от гладкой поверхности неподвижному воздуху. Из-за малого значения этого параметра и быстроты процесса отвод теплоты путем теплоотдачи от образца окружающему воздуху в рамках данной модели несущественен. В расчетах не учитывали постепенный нагрев воздуха в камере, в которой происходило нанесение покрытия, из-за незначительности времени процесса (0,6 с).

Для численного моделирования описанного процесса была построена абсолютно устойчивая неявная разностная схема второго порядка точности по координатам и времени. Для проведения расчетов на ЭВМ использован численный алгоритм расчетов, основанный на методе локальных сеток Самарского [8]. В результате численного моделирования получили следующие результаты: теплопроводность наносимого материала достаточно велика, а толщина покрытия мала, поэтому за время нанесения одного слоя металл успевает прогреться до температуры горячего воздуха. Разница температуры по толщине слоя не превышает 10 %.

В конце процесса напыления поверхность прогревается практически до температуры потока воздуха при градиенте температуры, не превышающем 10 % (рис. 7). Полученный результат позволяет считать различие механических характеристик металлов по толщине покрытия несущественным.

Результат моделирования зависимости температуры поверхности от времени показывает, что примерно в середине процесса напыления температура покрытия

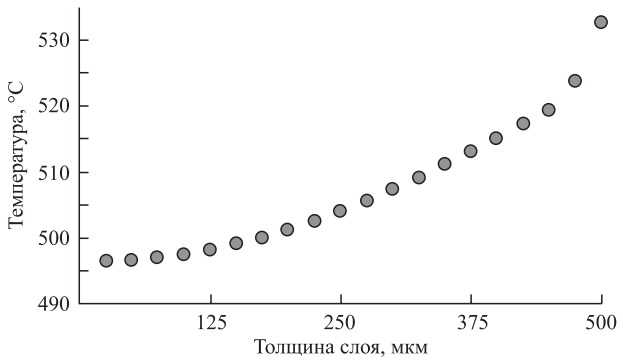


Рис. 7. Распределение температуры по толщине покрытия

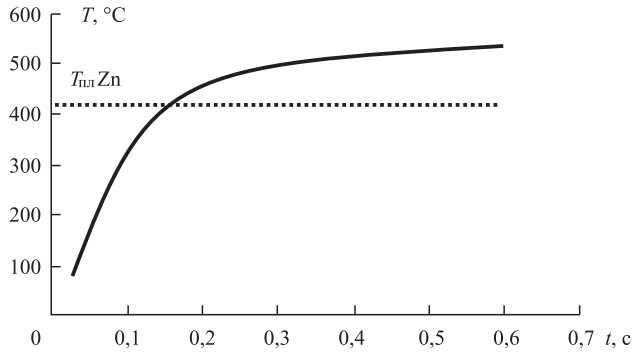


Рис. 8. Результат численного моделирования температуры поверхности

перестает существенно изменяться и достигает температуры нагретого воздуха (рис. 8).

Температура покрытия с определенного момента превышает температуру плавления цинка, что должно приводить к его расплавлению. Однако при незначительном времени процесса такого перегрева недостаточно, чтобы перевести цинк в расплавленное состояние. Тем не менее, механические свойства цинка и алюминия существенно изменяются, например прочность алюминия при 300 °С снижается до 10 МПа.

При значительном нагреве металлов количество вакансий значительно возрастает, что ускоряет процесс диффузии. Коэффициент диффузии D подчиняется уравнению Аррениуса (4):

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_A}{RT}\right), \tag{4}$$

где E_A — энергия активации диффузионного процесса; R — универсальная газовая постоянная; T — температура.

Для расчета глубины диффузии цинка и алюминия можно воспользоваться вторым законом Фика. Так как расчеты проводятся с рядом допущений и носят оценочный характер и коэффициенты диффузии цинка в алюминий и алюминия в цинк достаточно близки по величине, то можно рассмотреть одномерный случай диффузии только одного металла в объем другого и принять коэффициент диффузии постоянным, не зависящим от координат. Тогда задача с учетом начальных и граничных условий принимает вид

$$\begin{aligned} &\frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = D\frac{\partial^2 C(x,t)}{\partial x^2}; \\ &C(x,0) = C_0,\ x < 0; \\ &C(x,0) = 0,\ x > 0; \\ &C(-\infty,t) = C_0; \\ &C(\infty,t) = 0, \end{aligned} \tag{5}$$

где C — концентрация рассматриваемого вещества; x — пространственная координата; t — время; C_0 — начальная концентрации диффундирующего вещества на границе раздела (для расчета использована безразмерная концентрация (массовая доля), $C_0 = 1$).

Тогда концентрация вещества зависит от координат и времени следующим образом:

$$C(x,t) = C_0 \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right), \tag{6}$$

где C_0 — половина начальной концентрации диффундирующего вещества на границе раздела (C_0 = 0,5 в рамках рассматриваемой модели); erfc — дополнительная функция ошибок,

$$\operatorname{erfc}(a) = \frac{2}{\sqrt{\pi}}\int_a^{\infty} e^{-y^2}\,dy. \tag{7}$$

Для рассмотренной температуры коэффициент диффузии $D_{Zn}^{Al} \sim 10^{-9}$ см²/с [9]. Тогда из уравнения (6) следует, что в процессе напыления слоя толщиной $5\cdot10^{-4}$ м (время 0,6 с) перемещение (диффузия) атомов одного из металлов в другой не превышает 1 мкм. Это позволяет оценить влияние механизма диффузии на перемешивание веществ частиц, из которых состоит напыляемое покрытие, как незначительное. Однако даже столь незначительная диффузия при нанесении покрытия в исследуемом диапазоне режимов напыления может оказать влияние на когезионную прочность.

Как было отмечено выше, оценка расстояния, на которое прошла диффузия компонента, достаточно приблизительная, так как рассмотренная модель не учитывает многих важных факторов, например наличие оксидной пленки на поверхности алюминиевых частиц, которая существенно осложняет диффузию, но в то же время может разрушаться под воздействием корунда. При нанесении покрытия частицы металлов подвергаются воздействию твердых частиц корунда, которые их деформируют, что может значительно ускорить диффузию элементов из-за возрастания количества дефектов (вакансий). Также не учитывается время остывания покрытия после его нанесения, а оно значительно больше времени воздействия горячего воздуха.

В сплавах алюминия и цинка возможно формирование двух твердых растворов, из которых один (β) состоит почти из цинка, а второй (α) содержит до 83 % цинка. В определенных интервалах температуры и концентраций твердый раствор α распадается на два твердых раствора — богатый (α_2) и бедный (α_1) цинком.

Твердый α_2-раствор при понижении температуры претерпевает моноэвтектоидный распад с формированием α_1- и β-раствора.

Из диаграммы состояния алюминий — цинк можно предположить влияние диффузии на формирование областей твердого раствора с содержанием цинка до 6 % мас. Однако наличие цинка в алюминии с содержанием 20 % мас. и более нельзя объяснить процессами диффузии.

В таком случае можно предложить следующий механизм формирования в алюминии областей с высоким содержанием цинка.

При исследовании скорости частиц корунда использовали методику расчета, которая основана на пластической деформации модельного материала при комнатной температуре [10]. Результаты показали, что частицы корунда способны значительно деформировать две и оставить на поверхности третьей фольги из алюминия толщиной 10^{-4} м четкий отпечаток следа (лунки). Таким образом, частицы корунда могут оказывать влияние на форму и размер частиц цинка и алюминия на глубину до $25 \cdot 10^{-5}$ м.

Алюминий при высокой температуре (⩾ 400 °С) имеет низкую прочность ($\beta_в \approx 10...15$ МПа) и высокое относительное удлинение ($\delta > 50$ %) [11, 12]. Цинк при аналогичной температуре находится в вязком предрасплавленном состоянии. Частицы корунда, проходя через цинк, могут выступами (гранями неодинаковых формы и размера) захватывать цинк разного объема и внедрять (переносить) в алюминий. При многократном воздействии частиц корунда, имеющих разное направление движения и удара, в алюминии могут формироваться микрообласти с разным содержанием цинка.

Выводы

1. Напыление механической смеси алюминия и цинка позволяет получить покрытие с твердостью до 1100 МПа. Повышение твердости покрытия с увеличением температуры и длительности процесса связано с измельчением исходной структуры (зерна). При низкой температуре напыления к основному механизму повышения твердости можно отнести более значительное содержание корунда.

2. Структура покрытия состоит из цинка с внедренными мелкодисперсными частицами корунда и алюминия с неравномерно распределенным цинком (≈6...74 % мас.) и частицами корунда большего размера (до 10^{-5} м).

3. Представлена математическая модель, позволяющая оценить распределение температуры покрытия по толщине, которая показывает возможность нагрева слоя металла до ≈ 500 °С.

4. Технологические параметры процесса (температура, время) могут способствовать прохождению процесса диффузии элементов напыляемой смеси на расстояние 10 мкм с формированием твердого раствора.

5. Основным механизмом образования областей с высоким содержанием цинка в алюминии (⩾ 10 % мас.) следует считать перенос цинка разного объема твердыми частицами корунда.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Холодное** газодинамическое напыление. Теория и практика / А.П. Алхимов, С.В. Клинков, В.Ф. Косарев, В.М. Фомин. М.: Физматлит, 2010. 536 с.

2. **Димет**. Применение технологии и оборудования. Режим доступа URL: http://www.dimet-r.narod.ru/ (дата обращения 14.10.2014).

3. **Коррозионные** свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов, А.А. Дубравина, А.Ф. Лондарский и др. // Коррозия: материалы, защита. 2014. № 4. С. 33—38.

4. **Структура** и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов, А.А. Дубравина, Л.И. Куксенова и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4. С. 18—24.

5. **ГОСТ 2999—75.** Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. М.: Стандартинформ, 1987. 30 с.

6. **Технологические** особенности газодинамического нанесения покрытий / В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин и др. // Вестник машиностроения. 2015. № 9. С. 64—70.

7. **Михеев М.А., Михеева И.М.** Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1977. 344 с.

8. **Самарский А.А.** Введение в теорию разностных схем. М.: Наука, 1971. 552 с.

9. **Процессы** взаимной диффузии в сплавах / И.Б. Боровской, К.П. Гуров, И.Д. Марчукова, Ю.Э. Угасте. М.: Наука, 1973. 360 с.

10. **Study** of Diffusion Mobility of Al—Zn Solid Solution / Y.W. Cui, K. Oikawa, R. Kainuma, K. Ishida // J. of Phase Equilibria and Diffusion. Vol. 27. No. 4. 2006. P. 333—342.

11. **Использование** газодинамических установок для поверхностной пластической деформации / В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, А.Ф. Мельшанов и др. // Заводская лаборатория. 2010. № 34. С. 45—51.

12. **База** данных свойств материалов MatWeb. Режим доступа URL: http://www.matweb.com/ (дата обращения 14.06.2015).

УДК 621.9.048.4

А.Д. Верхотуров (*Институт водных и экологических проблем ДВО РАН, г. Хабаровск),*
Е.С. Панин (*Институт химии ДВО РАН, г. Владивосток*),
Н.С. Андрианова (*Дальневосточный государственный университет путей сообщения, г. Хабаровск*)
E-mail: verhoturov36@mail.ru

Создание на основе концентратов и отходов горно-рудного производства композиционных материалов для электроискрового легирования металлических поверхностей

Получены новые композиционные материалы на основе отходов и концентратов горно-рудного производства методом электрошлакового переплава, которые использовались в качестве легирующих элементов при электроискровом легировании. Исследованы кинетические зависимости при электроискровом легировании стали и титанового сплава полученными материалами. Изучены продукты эрозии, образовавшиеся в результате электроискрового легирования новыми электродами. Исследованы физико-химические и эксплуатационные свойства поверхностного слоя, образованного в результате электроискрового легирования. Приведены экспериментальные данные по эффективности использования покрытия, полученного при электроискровом легировании стали в условиях трения.

Ключевые слова: *переработка отходов горного производства, электрошлаковый переплав, сплавы, электроды, электроискровое легирование.*

New composite materials are produced by electroslag remelting of mining wastes and are concentrate and applying them as alloying material in the electrospark alloying process. Kinetic dependences in the composite created via electrospark alloying process, as well as erosion products farmed by such process were studied.

Physicochemical properties and performance of the surface layer formed as a result of electrospark alloying has been evaluated. Experimental data concerning efficiency of using steel coating obtained by electrospark alloying under friction is described.

Keywords: *recycling of mining wastes, electroslag remelting, alloys, electrodes, electrospark alloying.*

Введение

В настоящее время воздействие человека на природу становится несоизмеримым с естественным круговоротом веществ в ней. Проблема воздействия на природу характеризуется рядом особенностей: ускорением темпов и объемов потребления минеральных ресурсов; ухудшением качества минерального сырья из-за усложнения его добычи и удорожания переработки; ухудшением экологической обстановки, вызванным катастрофическим накоплением отходов, в том числе отходов минерального сырья [1].

Это является одной из основных проблем ресурсодобывающего Дальневосточного региона, где не только полностью отсутствует рациональная переработка минерального сырья, но и имеет место хранение значительного количества отходов, представляющее экологическую опасность.

Одним из решений перечисленных проблем является переработка отходов минерального сырья, а также минерального сырья в регионе его добычи с использованием высоких технологий. Это новый подход не только к изменению стратегии развития сырьевой экономики Дальневосточного региона, но и к обеспечению экологической безопасности. Рациональное использование минерального сырья изложено в методологической эволюции парадигм недропользования [2], где описаны основные модели, на основе которых должны определяться современные достижения науки и техники.

Практический и научный интерес представляет использование электродов, полученных из отходов оловосодержащих руд, а также минерального сырья. Следует отметить, что в настоящее время для электроискрового легирования (ЭИЛ) металлических поверхностей используются преимущественно дефицитные вольфрамсодержащие твердые сплавы, стоимость которых непрерывно растет [3]. При анализе проблемы электродных материалов была выдвинута гипотеза о возможности переработки оловосодержащих отходов и создания новых композиционных материалов для электроискрового легирования металлических поверхностей. Для эксперимента были отобраны пробы с Хинганского и Солнечного горно-обогатительных комбинатов (ГОК).

Химический состав отходов показал наличие широкого спектра химических элементов, который и определил метод переработки с максимальной возможностью комплексного использования, т. е. с полной переработкой, без вычленения некоторых элементов. Переработка отходов Солнечного и Хинганского ГОКов осуществлялась методом электрошлакового пе-

реплава. Преимущества электрошлакового переплава перед другими способами получения стали подробно описаны в литературе [4].

Цель работы — получение в условиях экологической безопасности новых электродных материалов из отходов и концентратов минерального сырья Дальневосточного региона.

Методология, материал и оборудование

В связи с тем что при создании электродных материалов из отходов минерального сырья необходимо использовать не только высокие технологии, но и новые подходы решения проблем, было необходимо разработать методологическую схему исследования, включающую в себя следующие основные этапы:

1 — обоснование проблемы;

2 — обзор и анализ литературных данных;

3 — постановка цели и задачи исследования;

4 — формирование гипотезы о возможности переработки отходов и получения материалов;

5 — исследование химического и фазового состава отходов;

6 — выбор технологии переработки отходов;

7 — модельный эксперимент (без добавления и с добавлением отходов);

8 — исследование состава, структуры и свойств полученного материала;

9 — электроискровое легирование полученными материалами металлических поверхностей;

10 — исследование кинетики процесса электроискрового легирования;

11 — исследование состава, структуры и свойств легированного слоя после электроискрового легирования;

12 — выводы.

Для эксперимента использовали отходы Хинганского и Солнечного ГОКов, шеелитовый концентрат из Лермонтовского ГОКа, графит. Содержание химических элементов в отходах Солнечного ГОКа: Si — 49,8 %; Al — 11,7 %; S — 4,2 %; K — 2,6 %; As — 1,8 %; Sn, Ca, Cu, Ti — не более 1 %; Mn, Pb, Cr, Zn, Zr, Sr — не более 0,5 %, остальное Fe.

Содержание химических элементов в отходах Хинганского ГОКа: Zn — 0,198 %; Rb — 0,135 %; Ba — 0,127 %; Sn — 0,042 %; Pb — 0,036 %; Zr — 0,033 %; Y — 0,032 %; Co — 0,031 %; Cu — 0,030 %; Sr — 0,019 %; Ga — 0,017 %; Nb — 0,011 %; остальное Fe.

В ходе эксперимента использовали следующее оборудование:

лабораторную электрошлаковую установку ДВГУПС: сила тока 200...250 А; напряжение 40 В;

установку "Корона 1101": сила тока 0,7 А; напряжение 40 В; частота следования импульсов тока и вибрации электрода $12 \cdot 10^{-5}$ МГц; емкость конденсаторного блока 30 мкФ;

установку "Элитрон-14А": мощность 320 Вт; напряжение 80 В; частота следования импульсов тока и вибрации электрода 400 Гц; емкость конденсаторного блока 30 мкФ. Электроискровое легирование осуществляли при режимах 2 (напряжение разрядного импульса 45 В; энергия единичного импульса 0,018 Дж) и 3 (напряжение разрядного импульса 55 В; энергия единичного импульса 0,027 Дж).

Для исследования сплава и сформированного при ЭИЛ покрытия использовали следующее оборудование:

микроструктуру полученного сплава исследовали с помощью микроскопов ЛабоМет-И2 и ПМТ-3 при увеличении от 200 до 800, микротвердость измерили при нагрузке 500 Н и выдержке 10 с;

химический состав определяли с помощью приборов "Спектроскан МАКС-GV", "Стилоскоп СЛ13", рентгеновского дифрактометра D8 ADVANCE, микроанализатора JXA-8100;

испытания на износостойкость проводили на машине трения ИИ-5018 в условиях трения без смазки в течение 30 мин при нагрузке 300 Н, материал контртела — сталь 60;

шероховатость поверхности после ЭИЛ измеряли портативным прибором TR-200;

температуру катода в процессе легирования определяли прибором UT 208.

Для исследования кинетики переноса материала использовали метод гравиметрического анализа. Измерение масс катодов и анодов производили через каждую минуту легирования с помощью каратных весов Mettler Toledo JB1603-C/Fact (II класс точности по ГОСТ 24104—2001).

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1, *а* показана микроструктура сплава модельного материала без добавления отходов, полученного методом электрошлакового переплава проволоки Св-08г2с и флюса АН-22. На рис. 1, *б* приведена микроструктура сплава, в составе которого имеется проволока Св-08г2с, флюс АН-22 и отходы Хинганского ГОКа. На рис. 1, *в* показана микроструктура сплава, полученного с использованием проволоки Св-08г2с, флюса АН-22, отходов Хинганского ГОКа, графита и шеелитового концентрата (ОХГ + Г + Ш). На рис. 1, *г* приведена микроструктура сплава, полученного с использованием проволоки Св-08г2с, флюса АН-22 и отходов Солнечного ГОКа.

Микротвердость полученных сплавов определяется преимущественным содержанием железа в сплавах, твердость которого составляет 234 HV. Наибольшая твердость наблюдается у сплавов, полученных с

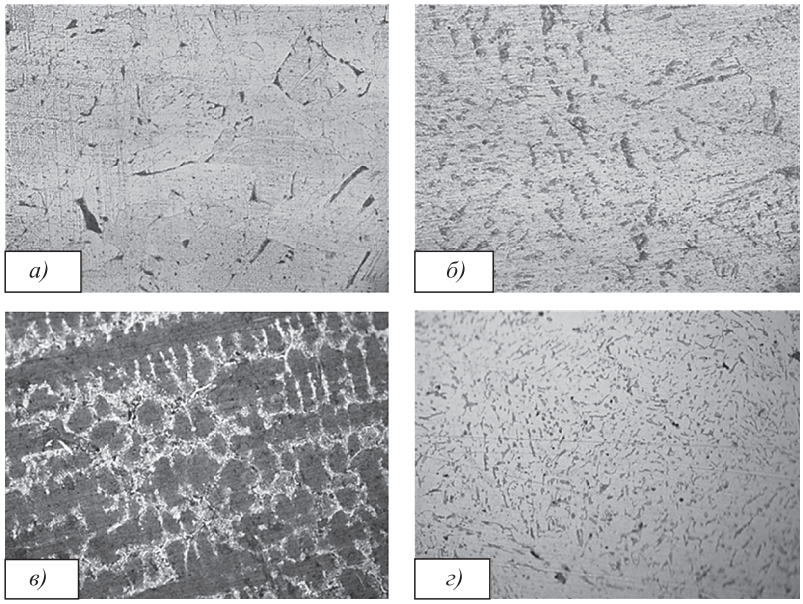


Рис. 1. Микроструктуры полученных сплавов, × 200:
а — модельного материала без отходов; *б* — сплава с добавлением отходов Хинганского ГОКа; *в* — сплава с добавлением отходов Хинганского ГОКа, графита и шеелитового концентрата; *г* — сплава с добавлением отходов Солнечного ГОКа

использованием дополнительно шеелита и графита (513 HV), за счет образования мелкодисперсных карбидов вольфрама.

Исследуемые сплавы состоят из железа и мелких включений перлита (рис 1, *а*, *б*, *г*). При дополнительном включении в шихту графита и шеелита (рис. 1, *в*) наблюдается значительное образование перлита и мелких зерен карбидов (Fe_3C, WC) с содержанием углерода 0,77 %.

Содержание химических элементов в сплаве с добавлением отходов Солнечного ГОКа: Fe — 99,5 %; Si, Mn — не более 0,2 %; S — 0,06 %; P, Mo, Cr, Ni, Nb — не более 0,02 %.

Содержание химических элементов в сплаве с добавлением отходов Хинганского ГОКа: Fe — 99,1 %; Si — 0,39 %; Mn — 0,2 %; Cu — 0,05 %; Ni — 0,04 %; W — 0,04 %; Zr, Ti, Nb, Cr, S, Mo, P — не более 0,02 %.

Полученные сплавы использовались в качестве электродов для электроискрового легирования стали 45 и титанового сплава.

На рис. 2 показана зависимость суммарного привеса катода от времени легирования.

Линиями *1...3* на рис. 2 обозначен суммарный привес стали 45. Отчетливо видно, что масса подложки-катода непрерывно растет, что связано с полной взаимной растворимостью материала анода и катода [3].

На рис. 2 линиями *4* и *5* показана зависимость суммарного привеса катода (титановый сплав), где наблюдается порог хрупкого разрушения на 7-й минуте легирования, что можно объяснить его большой активностью по отношению к кислороду и отсутствием полной растворимости материалов электродов. Данные зависимости схожи с зависимостями, полученными при ЭИЛ титанового сплава ВТ-20 чистыми металлами Zr, Ta, Nb, Al, Cr [5], а также при электроискровом легировании твердыми сплавами.

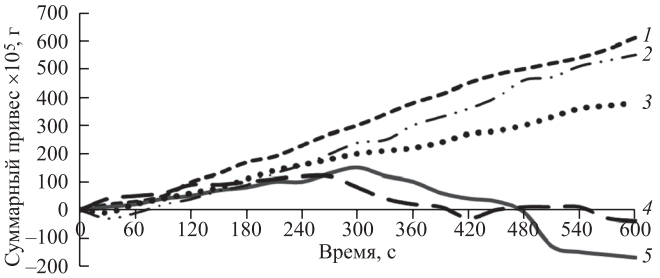


Рис. 2. Зависимость суммарного привеса катода от времени легирования:
1 — электрод — отходы Хинганского ГОКа + шеелитовый концентрат + графит на стали 45, режим 3; *2* — электрод — отходы Солнечного ГОКа на стали 45, режим 3; *3* — электрод — модельный материал на стали 45, режим 2; *4* — электрод — модельный материал на титановом сплаве, режим 2; *5* — электрод — отходы Хинганского ГОКа с шеелитовым концентратом и графитом на титановом сплаве, режим 3

В процессе легирования определяли с помощью термопары температуру подложки — стали 45. Ее изменение показано на рис. 3. Видно, что при ЭИЛ электродом на основе отходов Хинганского ГОКа с добавлением шеелитового концентрата и графита катод нагрелся значительно выше. Это обусловлено наличием в составе электрода легирующих элементов и шлаков. Следует отметить, что после 5-й минуты легирования наступает стабилизация температуры.

В процессе ЭИЛ определяли шероховатость легированного слоя (рис. 4). Через 30 с она резко возрастает для обоих образцов, а к 10-й минуте легирования вы-

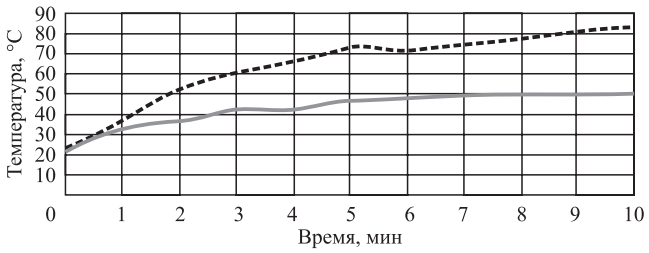


Рис. 3. Изменение температуры катода (стали 45) при электроискровом легировании в течение 10 мин модельным материалом (——) и электродом на основе отходов Хинганского ГОКа с добавлением шеелитового концентрата и графита (– –)

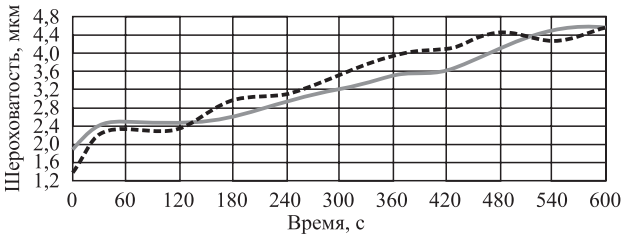


Рис. 4. Изменение шероховатости во время электроискрового легирования:

—— модельный материал; – – отходы Хинганского ГОКа с добавлением шеелитового концентрата и графита

равнивается, однако в среднем на покрытии, сформированном электродом на основе отходов Хинганского ГОКа, шеелитового концентрата и графита, шероховатость выше, чем на покрытии, сформированном электродом без добавления отходов и концентратов. Изменение шероховатости при использовании различных электродов имеет сходный характер.

На рис. 5 показана структура продуктов эрозии в процессе легирования модельным материалом стали 45 в течение 10 мин. Видно, что в процессе ЭИЛ возникают продукты эрозии в виде крупных твердых частиц неправильной формы, образовавшихся в результате хрупкого разрушения, в отличие от продуктов эрозии электродом на основе Хинганского ГОКа с шеелитом и графитом, где преимущественно образовывались мелкие частицы шаровой формы паровой и жидкой фаз и твердые частицы неправильной формы.

На рис. 6 показана структура продуктов эрозии при ЭИЛ титанового сплава электродом на основе отходов Хинганского ГОКа с добавлением шеелитового концентрата и графита, где встречаются как мелкие частицы неправильной формы, так и частицы шаровой формы и крупные твердые частицы неправильной формы, образовавшиеся в результате хрупкого разрушения. Наибольшая эффективность процесса формирования легированного слоя наблюдается преимущественно при продуктах эрозии в жидких и паровых фазах [3].

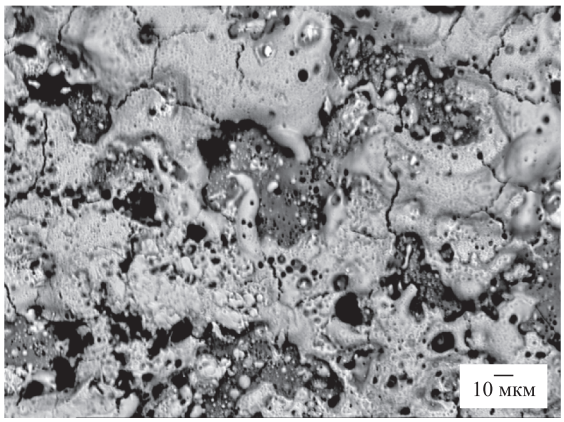


Рис. 7. Электронно-микроскопический снимок поверхности стали 45, упрочненной электродом на основе отходов Солнечного ГОКа при режиме 3

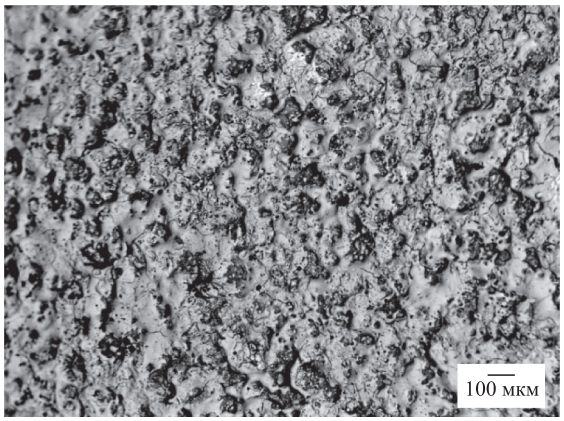


Рис. 8. Электронно-микроскопический снимок поверхности стали 45, упрочненной электродом на основе отходов Хинганского ГОКа при режиме 3

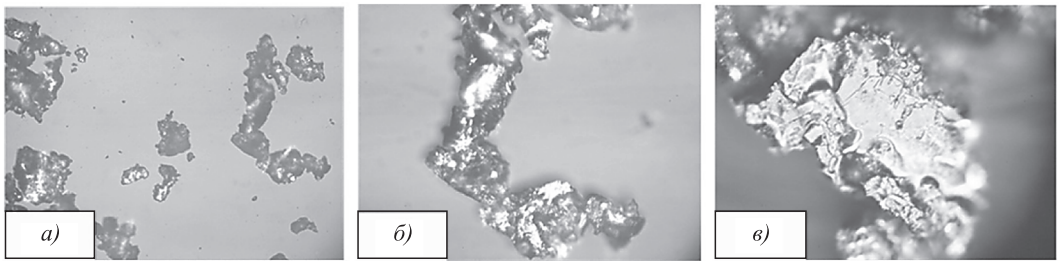


Рис. 5. Структура продуктов эрозии при легировании модельным электродом стали 45 при режиме 2:

а — увеличение 200; *б* — увеличение 400; *в* — увеличение 800

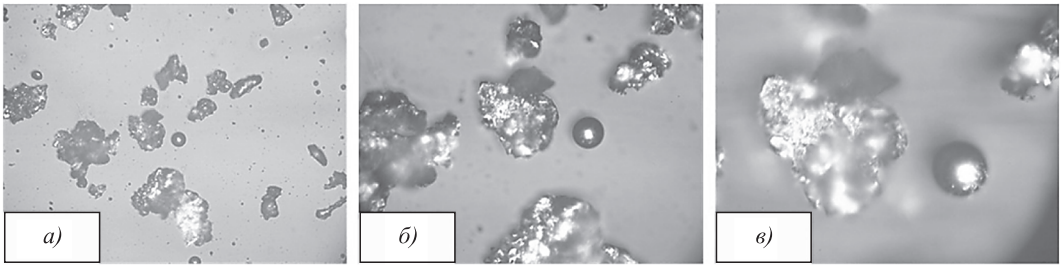


Рис. 6. Структура продуктов эрозии при легировании модельным электродом титанового сплава при режиме 2:

а — увеличение 200; *б* — увеличение 400; *в* — увеличение 800

Таблица 1

Химический состав легированного слоя, сформированного электродом на основе отходов Солнечного ГОКа

Химический элемент	O	Al	Si	S	Mn	Fe
Содержание, %	26,5	0,74	9,15	0,37	2,11	63,04

Таблица 2

Химический состав легированного слоя, сформированного электродом на основе отходов Хинганского ГОКа

Химический элемент	O	Si	Mn	Zn	Fe
Содержание, %	5,54	1,1	0,37	0,63	90,14

Таблица 3

Характеристики покрытий

Основа электрода	Коэффициент массопереноса	Толщина покрытия (указан разброс), мкм	Среднее значение микротвердости HV покрытия	Среднее значение микротвердости HV электрода	Коэффициент износостойкости
Отходы Хинганского ГОКа	49,3	35...65	598	131	1,1
Отходы Солнечного ГОКа	44,7	40...50	499	184	1,8
Отходы Хинганского ГОКа, графита и шеелитового концентрата	48,4	35...70	638	513	1,9

На рис. 7, 8 показаны снимки легированной поверхности стали 45, упрочненной электродами на основе отходов Солнечного и Хинганского ГОКов. Результаты ее химического анализа приведены в табл. 1, 2. Фазовый анализ обнаружил наличие FeC, Fe в легированном слое. Легирование проводилось на установке "Корона 1101" при режиме 3.

В табл. 3 приведены экспериментальные данные по покрытиям, полученным при ЭИЛ стали 45 новыми электродными материалами.

Выводы

1. Показана возможность использования минерального сырья и его отходов после электрошлакового переплава в качестве материала легирующих электродов для электроискрового легирования.

2. Установлено, что при ЭИЛ сталей наблюдается непрерывное повышение массы катода, что подтверждает гипотезу о благоприятном формировании легированного слоя, связанном с неограниченной растворимостью материалов электродов. При ЭИЛ титанового сплава наблюдается изменение массы катода в соответствии с классической кривой Лазаренко.

3. Экспериментальные данные подтвердили повышение износостойкости и твердости стали 45 после ЭИЛ электродом на основе отходов и концентратов горного производства. Следовательно, данный электрод возможно использовать для упрочнения металлических деталей, работающих в условиях трения.

4. Наилучшая эффективность процесса ЭИЛ наблюдается при упрочнении электродами, полученными с добавлением вольфрамсодержащего минерального сырья.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Верхотуров А.Д., Фадеев В.С.** Некоторые вопросы современного состояния и перспективы развития материаловедения. Ч. 1. Владивосток: Дальнаука, 2004. 320 с.

2. **Ларичкин Ф.Д.** Формирование концептуальной модели рационального недропользования // Ресурсы, технология, экономика. 2005. № 3. С. 74—79.

3. **Верхотуров А.Д.** Научные основы формирования легированного слоя и создания электродных материалов при электроискровом легировании: Дис. ... д-ра техн. наук / Киев, 1984. 531 с.

4. **Дакуорт У.Э., Хойл Дж.** Электрошлаковый переплав / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1973. 192 с.

5. **Николенко С.В., Верхотуров А.Д.** Новые электродные материалы для электроискрового легирования. Владивосток: Дальнаука, 2005. 219 с.

УДК 537.523.4:621.9.048.4

И.С. Кузнецов
(*Орловский государственный аграрный университет*)
E-mail: Ivan-654@yandex.ru

Расчетная оценка сопротивления искрового канала при электроискровой обработке

Выполнена оценка сопротивления искрового канала, образующегося между катодом и анодом при электроискровой обработке (ЭИО). Установлено, что в процессе ЭИО импульсами тока малых энергий образуется искровой канал, имеющий сопротивление от 640 до 920 Ом. Разрядка конденсатора происходит главным образом при контакте электродов.
Ключевые слова: *электроискровая обработка, искровой разряд, анод, катод, напряжение, сопротивление.*

The article presents estimate of resistance of the channel of spark formed between the cathode and anode at electrospark deposition (ESD). It is determined that in the process of ESD the channel of spark by impulses of current low-energy is formed, having a resistance from 640 to 920 Ohms. The discharge of the condenser occurs mainly when the electrodes are in contact.
Keywords: *electrospark deposition, spark discharge, anode, cathode, voltage, resistance.*

Введение

Для повышения ресурса деталей необходимо на их изнашивающихся поверхностях создавать упрочненные слои или покрытия с высокими физико-механическими свойствами. В настоящее время существует множество способов создания упрочняющих покрытий, однако все они имеют свои недостатки, ограничивающие область их применения. Одним из перспективных методов создания восстанавливающих и упрочняющих покрытий на рабочих поверхностях деталей машин, в значительной мере лишенным многих недостатков и получившим в последнее время широкое распространение, является электроискровая обработка (ЭИО) [1, 2]. В результате ЭИО на поверхности деталей образуются защитные покрытия толщиной от 5 до 400 мкм [3].

Сложные физические процессы, происходящие во время ЭИО, условно можно разделить на несколько стадий, одна из которых — искровой пробой межэлектродного промежутка. При ЭИО в воздушной среде процесс пробоя в упрощенном виде можно представить следующим образом. При сближении на некоторое расстояние анода и катода между ними происходит ионизация молекул рабочей среды с образованием электронов и ионов. Процесс ионизации осуществляется за счет энергии электрического поля и зависит от рабочей среды и характера электрического поля [4, 5]. Под действием электрического поля образовавшиеся электроны движутся к аноду, а ионы — к катоду, образуя искровой разряд, который имеет множество различных параметров, определяющих процесс искровой и контактной электрической эрозии. Одним из таких важных параметров является сопротивление. Оно определяет время разрядки конденсаторов установки ЭИО, электронный и ионный токи, а также расход энергии конденсатора за время существования искрового разряда.

Цель работы — дать оценку сопротивления искрового канала, образующегося между катодом и анодом во время ЭИО.

Результаты теоретических исследований

Для расчетной оценки сопротивления искрового канала нами были проведены предварительные теоретические исследования. В работах [6—9] выполнено теоретическое определение скоростей дрейфа заряженных частиц между электродами при ЭИО. Установлена расчетная зависимость диаметра искрового разряда от площади сечения электродов, напряжения и параметров газовой среды [6, 10, 11]. Получены формулы, позволяющие рассчитать начальные боковые скорости заряженных частиц, среднюю концентрацию заряженных частиц в разряде и долю тепловой энергии, выделяемой на катоде [6, 12].

На основе этих исследований и положений теории искры можно утверждать, что величина тока, проходящего в цепи при искровом разряде в момент контакта электродов, зависит от сопротивления цепи и энергии, подводимой от генератора импульсов.

Формула Ромпе и Вайцеля для сопротивления искры [13]:

$$R = h\left(\frac{2\alpha}{P_0}\int_0^{\tau} i^2 d\tau\right)^{-0,5}, \qquad (1)$$

где R — сопротивление, Ом; h — длина искрового промежутка, м; α — константа, характеризующая газ,

α = 8...10 Па·м²/(В²·с); P_0 — давление среды, Па; i — ток, A.

Среднее значение длины искрового канала [7—9]:

$$h_{ср} \approx 0,5h_{пр} = 0,5\frac{U_0}{E_{пр}}, \quad (2)$$

где $h_{пр}$ — расстояние пробоя; U_0 — начальное напряжение генератора, подаваемое на электроды, В; $E_{пр}$ — напряженность электрического поля при пробое.

Вводя среднее значение тока за время сближения электродов, получим

$$\int_0^{\tau} i^2 d\tau = i_{ср}^2 \tau_э, \quad (3)$$

где $i_{ср}$ — средний ток в искровом канале, А; $\tau_э$ — время сближения электродов до контакта, с.

Пренебрегая электронным током термоэмиссии катода, выражение для среднего тока в искровом канале запишем в виде

$$i_{ср} = i_1 + i_2, \quad (4)$$

где i_1 — средний электронный ток ионизации, А; i_2 — средний ионный ток ионизации, А.

Учитывая расчеты, проведенные в работах [6—12], средний ток в искровом канале можно рассчитать по формуле

$$i_{ср} = 0,33\pi D^2 \frac{U_0 P_0}{kT_0 E_{пр}} \left(\bar{N}_e\right)_{кон}^{0,2} \frac{e}{\tau_р} + 0,25\pi D^2 \frac{U_0 P_0}{kT_0 E_{пр}} \left(\frac{D}{w_{i_0}\tau_р}\right)^{0,25} \frac{e}{\tau_р}, \quad (5)$$

где D — средний диаметр искрового канала, м; k — постоянная Больцмана, Дж/Кл; T_0 — температура среды, К; $\left(\bar{N}_e\right)_{кон}$ — принятая точность для конечной относительной (по отношению к начальной) концентрации электронов [11, 12]; e — заряд электрона, Кл; $\tau_р$ — длительность разряда, с; w_{i_0} — начальная боковая выносная скорость ионов в разряде, м/с [12].

Преобразовав формулу (5), средний ток в искровом канале можно рассчитать следующим образом:

$$i_{ср} = \pi D^2 \frac{U_0 P_0 e}{kT_0 P_0 \tau_р}\left[0,33\left(\bar{N}_e\right)_{кон}^{0,2} + 0,25\left(\frac{D}{w_{i_0}\tau_р}\right)^{0,25}\right]. \quad (6)$$

Диаметр канала разряда [6—11]

$$D = 1,8\cdot 10^7 \left(\frac{\varepsilon_0 S}{\pi e H}\right)^{-0,5}, \quad (7)$$

где ε_0 — диэлектрическая постоянная, Кл²/(Н·м²); S — площадь поперечного сечения электрода (анода), м².

Пользуясь ранее проведенными расчетами [10—12], получим, что выражение в квадратных скобках формулы (6) при $D \approx 5\cdot 10^{-6}$ м, $w_{i_0} \approx 1,15\cdot 10^3$ м/с, $\tau_р \approx 3,2\cdot 10^{-5}$ с, $\left(\bar{N}_e\right)_{кон} = 0,05$, равно 0,21. В итоге формула (6) примет следующий вид:

$$i_{ср} = 0,21\pi D^2 \frac{U_0 P_0 e}{kT_0 E_{пр}\tau_р}. \quad (8)$$

Подставив зависимости (2), (3) и (7) в формулу (1), получим

$$R = 2,38\frac{kT_0\tau_р}{\pi D^2 e}\left(2\alpha P_0 \tau_э\right)^{-0,5}, \quad (9)$$

где $\tau_э$ — время сближения электродов до контакта, с.

Окончательная формула для определения сопротивления имеет вид

$$R = 0,52\cdot 10^{-14}\frac{HkT_0\tau_р}{S\varepsilon_0}\left(\alpha P_0 \tau_э\right)^{-0,5}. \quad (10)$$

Здесь

$$H = n\left(0,78V_N + 0,21V_O + 2V_и\right) + \frac{E_{пр}}{2\pi r_i^2}, \quad (11)$$

где n — число двухатомных молекул воздуха, м⁻³; V_N — потенциал диссоциации молекул азота; V_O — потенциал ионизации молекул кислорода, эВ; $V_и$ — потенциал ионизации, эВ; r_i — радиус иона, м.

При использовании в процессе ЭИО ручного вибратора время сближения электродов до контакта можно рассчитать по формуле [7—9]

$$\tau_э = \frac{1}{4f}\left[1 - \frac{2}{\pi}\arcsin\left(1 - \frac{h_0}{A}\right)\right], \quad (12)$$

где f — частота колебаний электрода, Гц; h_0 — начальное расстояние между электродами, м; A — амплитуда колебаний вибратора, м.

Расчетное время сближения электродов $\tau_э$ в зависимости от амплитуды колебаний вибратора и начального напряжения генератора U_0 представлено на рис. 1.

Коэффициент H, учитывающий затрату энергии поля на диссоциацию молекул воздуха, может быть

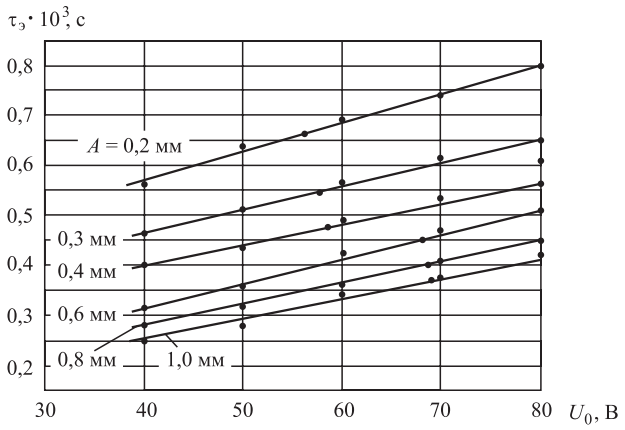


Рис. 1. Время сближения электродов при частоте генератора *f* = 100 Гц

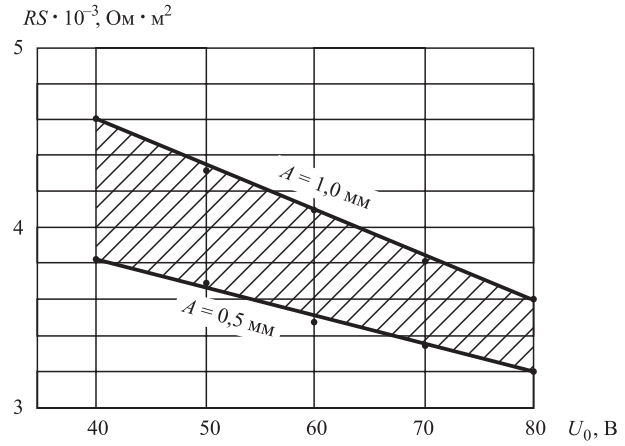


Рис. 2. Сопротивление искрового канала (частота генератора *f* = 100 Гц)

принят равным $0{,}90 \cdot 10^{27}$ В/м³ [10, 11]. Значения сопротивления искрового канала, рассчитанные по формуле (10) при значении длительности разряда $\tau_р \approx 3{,}2 \cdot 10^{-5}$ с [7, 8], амплитуде вибратора от 0,5 до 1,0 мм, характеристике сопротивления искрового канала RS = (3,2... 4,6)·10⁻³ Ом·м², представлены на рис. 2. При площади сечения электрода $S \approx 5$ мм² сопротивление искрового канала составит от 640 до 920 Ом.

Изменение напряжения при разряде конденсатора

$$U = U_0 \exp\left(-\frac{\tau}{RC}\right), \qquad (13)$$

где C — емкость конденсаторной батареи вибратора, Ф.

Обсуждение результатов исследования

Расчет по формуле (13) при $\tau = \tau_э$ и C = 56 мкФ дает снижение напряжения $\bar{U} = U/U_0 \approx 0{,}98$, т. е. разряд конденсатора происходит преимущественно при контакте электродов. Это позволяет сделать вывод, что при ЭИО импульсами тока малых энергий перенос материала с анода на катод происходит преимущественно при контакте электродов. Данный вывод подтвержден нами оценочным расчетом с использованием значений выделяемых на электродах энергий, полученных в работе [12].

Выводы

Установлено, что в процессе ЭИО импульсами тока малых энергий образуется искровой канал, имеющий сопротивление от 640 до 920 Ом. Разрядка конденсатора происходит главным образом при контакте электродов. Материал с анода на катод переносится преимущественно при контакте электродов, что подтверждает мнение автора работы [14].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Plasticity** of electrospark / F.K. Burumkulov, V.I. Ivanov, S.A. Velichko, V.A. Denisov // Surface engineering and applied electrochemistry. 2014. Vol. 50. No. 2. P. 106—110.

2. **Восстановление** и упрочнение рабочих поверхностей соединения деталей наноструктурированными покрытиями / Ф.Х. Бурумкулов, С.А. Величко, В.И. Иванов и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2008. № 3. С. 5—9.

3. **Иванов В.И., Бурумкулов Ф.Х.** Рациональные свойства электроискровых покрытий высоконагруженных рабочих поверхностей трения // Металлообработка. 2010. № 2. С. 25—29.

4. **Завилопуло А.Н., Чипев Ф.Ф., Шпеник О.Б.** Ионизация молекул азота, кислорода, воды и двуокиси углерода электронным ударом вблизи порога // Журнал технической физики. 2005. Т. 75. № 4. С. 19—24.

5. **Ионизация** воздуха в околокритическом электрическом поле / А.Ф. Александров, В.Л. Бычков, Л.П. Грачев и др. // Журнал технической физики. 2006. Т. 76. № 3. С. 38—43.

6. **Кузнецов И.С.** Электроискровая технология упрочнения деталей режущего аппарата жаток электродами из аморфных и нанокристаллических сплавов: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.20.03 / Мордовский государственный университет им. Н.П. Огарева. Саранск, 2013.

7. **Павлов В.З., Коломейченко А.В., Кузнецов И.С.** Оценочные показатели электроискровой обработки при упрочнении и восстановлении деталей. Скорость дрейфа заряженных частиц // ТСМ. 2012. № 6. С. 52—53.

8. **Коломейченко А.В., Павлов В.З., Кузнецов И.С.** О движении заряженных частиц между электродами при электроискровой обработке // Труды ГОСНИТИ. 2012. Т. 110. Ч. 2. С. 128—134.

9. **Коломейченко А.В., Павлов В.З., Кузнецов И.С.** Определение скорости дрейфа заряженных частиц между электродами при электроискровой обработке // Мир транспорта и технологических машин. 2012. № 2 (37). С. 24—30.

10. **Павлов В.З., Кузнецов И.С., Коломейченко А.В.** Расчет размера искровых разрядов при электроискровой обработке деталей

сельскохозяйственных машин // Russian Journal of Agricultural and Socio-Economic Sciences. 2012. Т. 7. № 7. С. 13—15.

11. **Коломейченко А.В., Павлов В.З., Кузнецов И.С.** Оценка размера искровых разрядов между электродами при электроискровой обработке деталей // Труды ГОСНИТИ. 2013. Т. 112. № 1. С. 75—79.

12. **Коломейченко А.В., Павлов В.З., Кузнецов И.С.** Оценка мощности поверхностных тепловых источников, возникающих при электроискровой обработке деталей машин // Труды ГОСНИТИ. 2013. Т. 112. № 2. С. 143—149.

13. **Белько В.О.** Исследование временной зависимости сопротивления канала микродугового наносекундного разряда // Высокие интеллектуальные технологии и инновации в национальных исследовательских университетах: Матер. междунар. науч.-метод. конф. Санкт-Петербург, 9—10 февраля 2011 г. С. 5—7.

14. **Химухин С.Н.** Условия возникновения искрового процесса при низковольтной электроискровой обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1. С. 12—16.

УДК 539.534.9

К.Н. Полещенко, О.Д. Худякова
(Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова, Омский институт (филиал))
E-mail: k_poleschenko@mail.ru

Формирование коррозионно-стойких композиций в поверхностных слоях гетерофазных сплавов при комбинированной ионно-лучевой обработке

Исследованы возможности повышения коррозионной стойкости металлокерамических сплавов для конструктивных элементов изделий аэрокосмической техники методом комбинированной ионно-лучевой обработки. Изучены факторы, способствующие повышению коррозионных свойств материалов. Проведено исследование коррозионной стойкости модифицированных материалов. Реализован способ формирования градиентных композиций посредством комбинированного ионного облучения, обеспечивающий повышение коррозионной стойкости гетерофазных сплавов.

Ключевые слова: *комбинированная ионно-лучевая обработка, гетерофазные сплавы, градиентные композиции, комбинированное ионное облучение, коррозионная стойкость.*

Possibility of increasing the corrosion resistance of the ceramic-metal alloys for manufacturing structural components for aerospace technology by combined ion-beam treatment are investigated. The factors improving the corrosion properties of materials are studied. The modified materials have been examined for corrosion resistance. Method to form gradient compositions through a combined ionization which provides enhanced corrosion resistance of heterophase alloys was implemented.

Keywords: *combined ion-beam treatment, heterophase alloys, gradient composition, combined ion irradiation, corrosion resistance.*

Введение

Детали аэрокосмической техники работают в экстремальных эксплуатационных условиях: при одновременном воздействии агрессивных сред, высоких температур, статических и динамических нагрузок, приводящих к разупрочнению и разрушению материалов конструктивных элементов. Если применение новых, более жаропрочных сплавов в какой-то степени решает проблему увеличения сопротивляемости деформациям и разрушению, то технологии надежной защиты от химического разрушения поверхностей конструктивных элементов и узлов, работающих в агрессивных средах, находятся еще в стадии разработки. В этом направлении успешно апробированы методы радиационно-пучковых технологий (РПТ). Они обладают широкими возможностями легирования и модификации структурно-фазового состава и свойств поверхностного слоя материала изделий из различных материалов [1—4]. При этом исключается необходимость решения проблемы адгезионно-химической совместимости материала основы и покрытия, требующейся при использовании технологий нанесения покрытий.

Применение методов РПТ позволяет формировать различные типы градиентных композиций в поверхностных слоях материалов [5]. При этом разрабатываемые подходы к решению проблем повышения эксплуатационных свойств изделий ориентированы на получение наибольшей протяженности легированных слоев или создание условий для максимального проникновения легирующей примеси, что необходимо для обеспечения повышенной износостойкости и усталостной прочности. При ионной имплантации генерируется избыточное количество дефектов, являющихся потенциальными очагами поверхностного коррозионного разрушения. Кроме того, ионная имплантация сопро-

вождается интенсивным распылением поверхности, ограничивающим достижение высокой концентрации внедряемой примеси, которая лимитируются предельной дозой — дозой насыщения. Концентрации внедряемых элементов, определяемой предельно допустимой дозой насыщения, составляющей порядка 10 % ат. ед., оказывается недостаточно для существенного повышения сопротивляемости рабочих поверхностей изделий воздействию агрессивных газовых сред. Этот фактор препятствует внедрению метода ионной имплантации в промышленное производство коррозионно-стойких изделий.

Постановка задачи исследования

Решение проблемы увеличения коррозионной стойкости поверхностных слоев конструктивных элементов с использованием РПТ требует разработки специального подхода, ориентированного на обеспечение условий формирования градиентных композиций с высокой концентрацией легирующих элементов и минимальной концентрацией дефектов в тонком поверхностном слое. Существенно расширить возможности ионной имплантации для решения проблемы повышения коррозионной стойкости конструктивных элементов можно путем комбинированного облучения с использованием ионных пучков различных энергий и составов. Комбинированное облучение существенно расширяет технологические возможности формирования градиентных поверхностных композиций за счет интенсификации процессов атомного перемешивания, определяющих динамику диффузионных и сегрегационных явлений, влияющих на тип образованных метастабильных твердых растворов, стехиометрический состав и размер вторичных фаз.

Комбинированное облучение способствует проникновению легирующей примеси на большие глубины по сравнению с ионной имплантацией, реализации "эффекта дальнодействия" и упрочнению глубинных слоев. Данные эффекты связаны с образованием повышенной концентрации точечных дефектов, дислокаций и примесных, усиленным массопереносом в результате проявления механизмов радиационно-стимулированной диффузии. При этом возможно снижение концентрации внедренной примеси в тонком, порядка 0,1...0,2 мкм, слое, что негативно влияет на коррозионную стойкость материала. Повышение концентрации легирующих элементов при комбинированном ионно-лучевом воздействии можно обеспечить путем предварительного импульсного облучения мощными ионными пучками (МИП) с последующей высокодозовой ионной имплантацией.

Для импульсных МИП с энергией ионов $E = 0{,}1...0{,}8$ МэВ, длительностью импульса $t_и = 10^{-8}...10^{-7}$ с и плотностью тока в пучке $J = 1...200$ А/см^2 возможны два режима обработки: с оплавлением поверхности и без оплавления. Структурные изменения, сопровождающие облучение по первому режиму, характеризуются формированием перекристаллизованного слоя глубиной до 1...10 мкм. Перекристаллизация препятствует развитию существующих микротрещин, движению дислокаций, приводит к изменению микротвердости. За счет растворенного и адсорбированного углерода и перемешивания компонент поверхностного слоя образуются карбиды, что способствует повышению микротвердости материала. Использование МИП в процессе комбинированной обработки служит для формирования "барьерных слоев", препятствующих миграции внедряемой примеси в глубь обрабатываемого материала. В этом случае становится возможным обеспечение более высокой концентрации атомов примеси в тонком поверхностном слое за счет предотвращения развития миграции внедряемой примеси в нижележащие слои, а также создание условий для реализации механизма"самолегирования" поверхностных слоев сплавов за счет генерации избыточной концентрации дефектов, способствующих проявлению сегрегационных явлений.

Цель работы — получение посредством комбинированной ионно-лучевой обработки градиентной композиции с высокой концентрацией легирующих элементов в поверхностном слое металлокерамических твердых сплавов, широко применяемых в качестве материалов конструктивных элементов изделий для работы в экстремальных условиях эксплуатации.

Методика эксперимента

Облучение МИП металлокерамических твердых сплавов системы WC—Co (WC — 92 %, Co — 8 %) осуществляли на ускорителе "ТЕМП" ионами (C^+, H^+) с энергией 300 кэВ, длительностью импульса 50 нс с плотностью ионного тока от 50 до 100 А/см^2. Последующую ионную имплантацию производили газометаллическим пучком ионов аргона и циркония с энергией $E = 30...40$ кэВ и дозой $(2...5)\cdot(10^{17}...10^{18})$ ион/см^2. Элементный состав легированных образцов проводили методом вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС). Коррозионную стойкость твердых сплавов исследовали методом снятия анодных потенциодинамических кривых. Потенциодинамические зависимости снимали на потенциостате П-5848 в среде ацетатного буфера с pH = 5 при комнатной температуре. Скорость развертки потенциала составляла 4 мВ/с. На основе определенных экспериментально значений величин токов в пассивной области анодных потенциодинамических кривых рассчитывали скорость коррозии по общепринятой для электрохимического механизма формуле $\rho = J_к A/(2{,}68\cdot10^{-3}n)$, где ρ — ско-

рость коррозии, г/(м²·ч); $J_к$ — плотность тока коррозии, А/см²; A — атомная масса металла, г/моль; n — число электронов, теряемых атомом металла.

Электронно-микроскопические изменения структурно-фазового состояния проводили с использованием методики просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг.

Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 1 приведены результаты исследования процессов массопереноса при облучении твердых сплавов ионными пучками. Видно, что при комбинированном облучении имеют место экстремумы на концентрационных зависимостях распределения атомов циркония в приповерхностных слоях материала. Зависимость *4* на рис. 1, *б* отличается явно выраженным максимумом, расположенным на глубине около 0,4 мкм. Подобный эффект связан с действием проходящей упругой волны с амплитудой порядка 10^{10} Па при воздействии МИП, которая, увеличивая плотность протяженных дефектов материала и перераспределяя их, создает условия для интенсификации процессов массопереноса в глубь образца под действием градиента концентрации. Зависимость *3* на рис. 1, *б* по характеру подобна зависимости, приведенной на рис. 1, *а*. Соответствующий характер распределения внедренной примеси объясняется не столь выраженным пространственно неоднородным распределением наведенной мощным ионным пучком дислокационной структуры. Однако повышение плотности тока мощного ионного пучка до 100 А/см² приводит к образованию "барьерного слоя", вызывающего эффекты "восходящей" диффузии, и пространственных неоднородностей, выраженных в виде минимума и максимума на концентрационной зависимости *2*. При реализации двойной имплантации с суммарной дозой порядка 10^{18} ион/см² удается заметно повысить концентрацию внедренной примеси в тонком поверхностном слое (зависимость *1* на рис. 1, *б*).

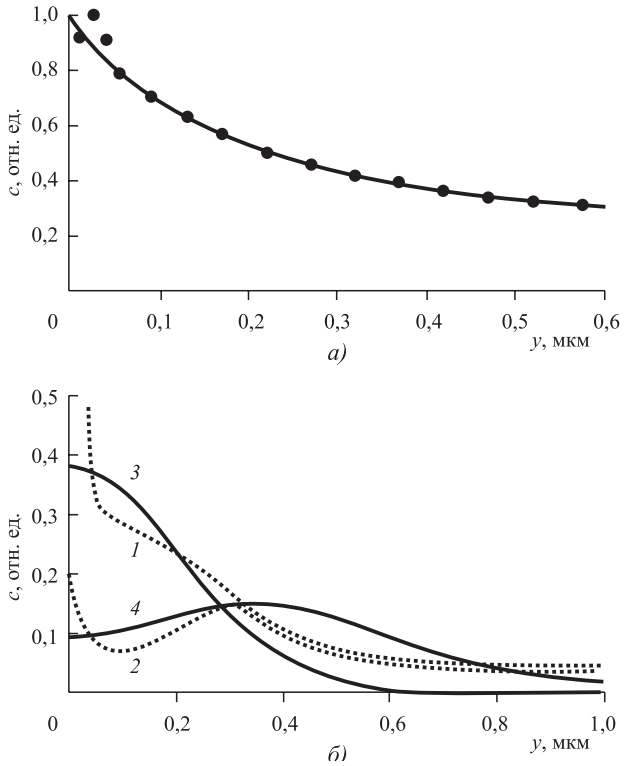


Рис. 1. Концентрационные профили элементов при ионном облучении металлокерамического твердого сплава системы WC—Co: *а* — распределение внедренных элементов циркония после ионной имплантации с энергией E = 40 кэВ и дозой $5\cdot10^{17}$ ион/см²; *б* — зависимости распределения внедренной примеси — атомов циркония при различных условиях воздействия; *1* — распределение атомов циркония после воздействия мощным ионным пучком с плотностью тока 100 А/см² и последующей двойной имплантации с суммарной дозой 10^{18} ион/см²; *2* — распределение атомов циркония после воздействия мощным ионным пучком и последующей имплантации с E = 40 кэВ и дозой $2\cdot10^{17}$ ион/см²; *3* — распределение атомов циркония после воздействия мощным ионным пучком с плотностью тока 50 А/см² и последующей имплантации с E = 30 кэВ и дозой $5\cdot10^{17}$ ион/см²; 4 — распределение атомов циркония после имплантации с E = 40 кэВ и дозой 10^{18} ион/см² и последующего воздействия мощным ионным пучком с плотностью тока 100 А/см²

При воздействии на поверхность твердых тел МИП генерируются сильные неравновесные поля температур T и напряжений P, которые интенсифицируют массоперенос. В результате наблюдаются гораздо большие глубины проникновения примеси, чем при облучении в режиме ионной имплантации. Для описания массопереноса в таких условиях обычно используют одномерное уравнение диффузии, учитывающее термо- и бародиффузионные потоки,

$$\frac{\partial c(y,t)}{\partial t} = D\frac{\partial^2 c(y,t)}{\partial y^2} + \\ + \frac{\partial}{\partial y}\left\{\left(D_T\frac{\partial T(y,t)}{\partial y} + D_P\frac{\partial P(y,t)}{\partial y}\right)c(y,t)\right\}, \qquad (1)$$

где D — диффузионный поток в уравнении диффузии; y — координата; t — временная характеристика; c — концентрация; $D_T = \frac{DQ}{kT^2}$; $D_P = \frac{D\Omega}{kT}$; k — постоянная Больцмана; Q — теплота переноса диффузанта; Ω — удельный объем (приходящийся на один атом).

Если в начальный момент времени образец представляет собой металлическую подложку, на которую нанесена пленка толщиной l с начальной концентрацией диффундирующего вещества c_0, то уравнение (1) дополняется следующими начальными и граничными условиями:

$$c(y,0)=\begin{cases} c_0, & 0 \leqslant y \leqslant l; \\ 0, & y > l, \end{cases} \quad (2)$$

$$\frac{\partial c(0,t)}{\partial y}=0; \quad c(\infty,t)=0. \quad (3)$$

Для решения параболического уравнения (2) с переменными коэффициентами использовали метод параметрикса.

Результаты проведенных с использованием этой модели расчетов согласуются с результатами, приведенными на рис. 1. Анализ результатов модельных оценок показывает, что при наносекундном воздействии МИП основной вклад в массоперенос дают диффузионные потоки, обусловленные градиентами концентрации и температуры, а диффузионный поток, обусловленный градиентом давления, менее значительно влияет на массоперенос.

Результаты электронно-микроскопического исследования тонкого приповерхностного слоя сплава после комбинированной ионно-лучевой обработки приведены на рис. 2. Они свидетельствуют об образовании вторичных фаз в области межфазных границ, приводящих к их дисперсному упрочнению.

Для изучения влияния комбинированного процесса перераспределения легирующей примеси после различных видов ионно-лучевого воздействия на коррозионную стойкость твердых сплавов были проведены экспериментальные исследования коррозионного поведения облученных образцов, результаты которых приведены на рис. 3.

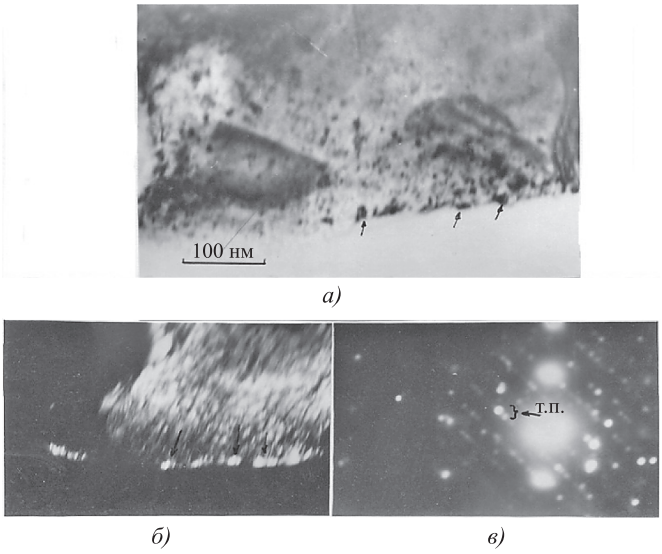


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структурно-фазового состояния межфазной границы сплава системы WC—Co после комбинированной ионно-лучевой обработки:
а — выделение вторичных фаз $Co_3W_4C_4$; *б* — рефлексы в темнопольном изображении; *в* — рефлексы в светлопольном изображении

Из приведенных на рис. 3 зависимостей следует, что равновесный потенциал исходного образца *1* расположен в области отрицательных значений. Это связано с явно выраженной гетерогенностью микроструктуры твердого сплава, обусловленной наличием межфазных и межзеренных границ. Кинетическая зависимость образца *1* характеризуется высокой скоростью коррозии в области активного растворения, а также малой протяженностью области пассивного состояния. Для модифицированного образца *2* равновесный потенциал также расположен в области отрицательных значений. При этом наблюдается более интенсивная коррозия его поверхности в области активного растворения. Однако переход в пассивное состояние фиксируется при меньших значениях потенциала, чем у исходного образца. Вместе с тем область пассивного состояния несколько шире. Равновесный потенциал образца *3* смещен в область положительных потенциалов, а скорость растворения значительно ниже. Значения критического тока существенно меньше. Переход в пассивное состояние, наблюдающийся при больших значениях потенциалов для образцов после комбинированного облучения с использованием МИП и последующей высокодозовой ионной имплантации, обусловлен ролью имплантированных элементов в процессе образования оксидов на данной стадии. По этой причине происходят уменьшение размеров областей зародышеобразования во время их бокового роста и образование сложных комплексов дефектов (атмосферы Коттрелла, облака Сузуки и др.), препятствующих развитию процессов диффузии.

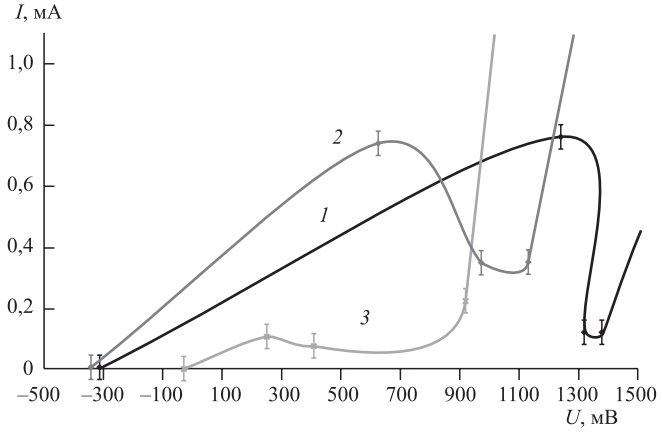


Рис. 3. Анодные потенциодинамические зависимости для твердого сплава ВК8:
1 — исходный образец; *2* — образец после ионной имплантации ионами Zr^+—N^+ с последующей модификацией мощным ионным пучком; *3* — образец, предварительно облученный мощным ионным пучком, с последующей высокодозовой ионной имплантацией ионами Zr^+—N^+; *T* — ток коррозии; *U* — потенциал

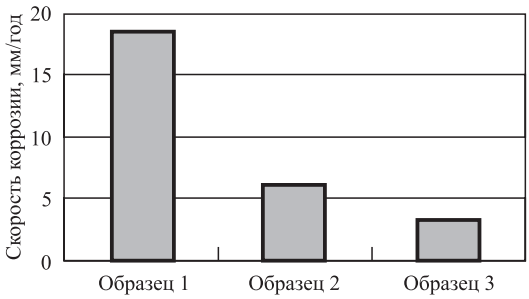


Рис. 4. Гистограмма изменения скорости коррозии образцов

Наиболее вероятный механизм влияния имплантированных атомов на формирование оксидного слоя заключается в том, что дисперсные частицы оксида активного элемента действуют на поверхности сплава как центры гетерогенного зародышеобразования для первоначально возникающих оксидов, способствующих образованию сложных комплексов дефектов и препятствующих развитию процессов диффузии. Это подтверждается данными, приведенными на рис. 4.

Анализ полученных с помощью потенциодинамического метода кинетических зависимостей и результатов морфологических исследований показал, что формирование поверхностных градиентных композиций приводит к изменению механизмов коррозионного разрушения. Так, разрушение основы (твердого сплава) протекает по механизму межзеренной коррозии. После ионной имплантацией ионами Zr^+—N^+ с последующей модификацией МИП наряду с межкристаллитной коррозией появляются признаки питтинговой коррозии. Комбинированная обработка с использованием облучения МИП с последующей высокодозовой ионной имплантацией ионами Zr^+—N^+ приводит к преобладанию питтинговой коррозии, которая является менее опасным механизмом коррозионного разрушения, так как связана с разрушением поверхности в виде точечных поражений.

Заключение

Проведены исследования процессов формирования легирующей примеси при комбинированном воздействии на твердые сплавы с использованием мощных ионных пучков и ионной имплантации для получения коррозионно-стойких поверхностных композиций. Показана возможность управления глубиной внедрения и накоплением вводимой примеси при комбинированном ионно-лучевом воздействии. Наиболее вероятный механизм влияния имплантированных атомов на формирование оксидного слоя заключается в том, что дисперсные частицы оксида активного элемента действуют на поверхности сплава как центры гетерогенного зародышеобразования для первоначально возникающих оксидов, способствующих образованию сложных комплексов дефектов и препятствующих развитию процессов диффузии.

Посредством барьерного слоя, сформированного путем импульсного ионного облучения с последующей ионной имплантацией, удается изменить направление миграционных процессов атомов: от глубинного проникновения к восходящей диффузии. Формирование тонкого поверхностного слоя с высокой концентрацией легирующей примеси способствует повышению коррозионной стойкости материала. Таким образом, образование тонких поверхностных слоев, считающееся недостатком метода ионной имплантации, при высоком содержании легирующей примеси в условиях последующего высокотемпературного воздействия может превратиться в уникальное преимущество.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технологии** обработки поверхности изделий технического и медицинского назначений высокоэнергетическими потоками для восстановления их геометрических размеров и увеличения срока эксплуатации / Ю.Р. Колобов, О.А. Кашин, Ю.П. Шаркеев и др. // Технологии машиностроения. 2006. № 4. С. 39—44.

2. **The influence** of high-ion implantation on wear mechanisms of Ti and VT6 alloy in coarse-grained and ultrafine grained states / Б.П. Гриценко, К.В. Круковский, Н.В. Гирсова, О.А. Кашин // Изв. вузов. Физика. 2006. № 8. Приложение. С. 301—303.

3. **Управляемая** трансформация электрических, магнитных и оптических свойств материалов ионными пучками / Б.А. Гурович, Д.И. Долгий, Е.А. Кулешова и др. // УФН. 2001. Т. 171. № 1. С. 105.

4. **Модификация** физико-химических свойств твердых сплавов с износостойкими покрытиями радиационно-пучковым воздействием / К.Н. Полещенко, И.Б. Козорог, В.А. Мухин и др. // Известия Тульского государственного университета. Сер. Электрофизикохимические воздействия на материалы. 2002. С. 121—127.

5. **Закономерности** формирования градиентных структур в металлокерамических материалах при различных условиях ионно-лучевого воздействия / К.Н. Полещенко, Г.А. Вершинин, И.Б. Козорог и др. // 12th International conference on physics and chemistry of in organic materials. Tomsk, Tomsk Polytechnic University. 2003. P. 404—408.

УДК 621.793

М.С. Степанов, Ю.М. Домбровский, Ю.А. Корнилов
(*Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону*)
E-mail: stepanovms@yandex.ru

Причины ускорения диффузии при микродуговой цементации

Исследованы возможные причины ускорения диффузионного насыщения стали углеродом при микродуговой химико-термической обработке. Экспериментально определена зависимость толщины диффузионного слоя от направления движения электрического тока через стальной образец и рассчитаны соответствующие коэффициенты диффузии углерода. Рассмотрение физических процессов при цементации в режиме микродугового нагрева показало, что механизм ускорения диффузионного насыщения углеродом определяется эффектом "электронного ветра".

Ключевые слова: *поверхностное упрочнение, микродуговая химико-термическая обработка, диффузия углерода в стали.*

Investigated possible causes acceleration of diffusion carbon saturation of steel at microarc thermochemical treatment. Experimentally determined the dependence of the thickness of the diffusion layer from the direction of the electric current through the steel sample and calculate the corresponding diffusion coefficients of carbon. Consideration of physical processes during carburizing in the mode of microarc heating showed that the mechanism of accelerating diffusion of carbon is determined by the effect of "electronic wind".

Keywords: *surface hardening, microarc thermochemical treatment, diffusion of carbon in steel.*

Введение

Недостатком традиционных процессов химико-термической обработки (ХТО) является длительность диффузионного насыщения, которая может достигать нескольких десятков часов [1, 2]. Для преодоления этого предложен ряд способов с применением скоростного электронагрева упрочняемых изделий [3—5]. В результате удается интенсифицировать диффузионные процессы за счет повышения на 100...200 °С температуры насыщения, смещения фазовых превращений в область более высоких температур, сокращения продолжительности аустенитизации, создания мелкозернистой структуры с большой протяженностью границ зерен и ускорения насыщения по механизму зернограничной диффузии. К тому же эффекту приводит повышение концентрации вакансий и плотности дислокаций при высокоэнергетическом воздействии на обрабатываемый материал.

В работе [6] показано, что эффективным процессом диффузионного насыщения является микродуговая химико-термическая обработка (МДХТО). В процессе МДХТО обрабатываемое изделие погружается в металлический контейнер, заполняемый порошком каменного угля, и нагревается пропусканием электрического тока. Протекание тока сопровождается замыканием и размыканием проводящих цепочек отдельных угольных частиц, возникновением в порошковой среде микродуговых разрядов, которые концентрируются вокруг поверхности изделия с образованием микродугового газового разряда в воздушном зазоре между изделием и порошковой средой. Нагрев приводит к пиролизу угля и формированию в контейнере защитной углеродсодержащей атмосферы. Это позволяет осуществить процесс насыщения углеродом стальных изделий на глубину 0,3 мм за 3 мин [6], что в десятки раз меньше продолжительности цементации с печным нагревом.

Однако предшествующие экспериментальные исследования [6] не содержали оценку параметров диффузионного процесса и анализ причин наблюдаемого ускорения процесса насыщения.

Цель работы — исследование влияния направления тока в электрической цепи от источника питания через порошок каменного угля к изделию на результаты диффузионного насыщения и анализ возможных причин ускорения цементации стальных изделий при МДХТО.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на экспериментальном оборудовании и по методике, представленным в [6]. Цилиндрические образцы из стали 20 длиной 35 мм и диаметром 12 мм погружали на глубину 15 мм в металлический контейнер, заполняемый угольным порошком с размером частиц 0,4...0,6 мм, и нагревали пропусканием электрического тока в цепи источник питания — контейнер — угольный порошок — образец. Источник питания электрической цепи обеспечивал возможность работы на постоянном токе с изменением полярности, а также на переменном токе частотой 50 Гц и напряжением до 150 В. Плотность тока на поверхности изделия составляла 0,53 А/см^2, максимальная температура процесса — 1250 °С, а общая продолжительность обработки — 3 мин.

Микроструктурный анализ диффузионного слоя осуществляли с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21 на поперечных шлифах образцов, протравленных реактивом Ржешотарского.

Результаты МДХТО оценивали визуально по толщине диффузионного слоя с помощью микроструктурного анализа. Для расчета коэффициентов диффузии использовали решение уравнения второго закона Фика.

Результаты исследований и их обсуждение

Нагрев каменного угля приводит к выделению оксида углерода CO [6], который формирует защитную атмосферу, предотвращающую окисление стальной поверхности, и обеспечивает дополнительный нагрев изделия за счет выделения тепловой энергии при горении угля по реакции $2CO + O_2 = 2CO_2 + 566$ кДж. Кроме того, диссоциация оксида углерода при контакте с поверхностью стального изделия приводит к образованию диоксида углерода CO_2 и атомарного углерода, диффундирующего в насыщаемый металл. Диоксид углерода взаимодействует с углеродом каменного угля с образованием оксида углерода, обеспечивая непрерывность диффузионного процесса [6].

При проведении экспериментальных исследований использовали три варианта микродугового нагрева: анодный нагрев, когда обрабатываемое изделие соединено с положительным полюсом источника питания, катодный, при соединении изделия с отрицательным полюсом, и нагрев переменным током.

Микроструктурный анализ показал, что при анодном нагреве поверхностный слой состоит из зоны эвтектоида, под которым расположена исходная структура основного металла (рис. 1, *а*). При катодном нагреве и нагреве переменным током поверхностный слой соответствует доэвтектоидному составу (рис. 1, *б*, *в*) и отличается по толщине и соотношению количеств феррита и перлита. За границу диффузионного слоя в последних двух случаях принимали зону с повышенным содержанием эвтектоида по сравнению с исходным в стали 20.

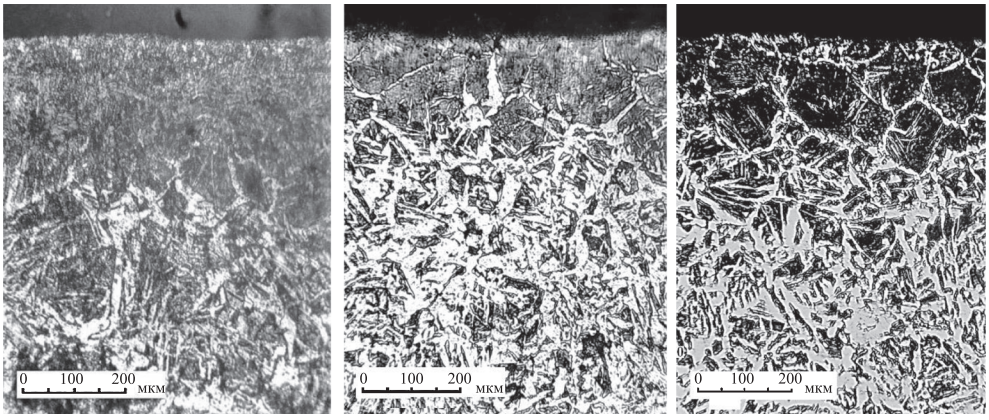
Значения толщины науглероженного слоя при различных вариантах микродугового нагрева представлены в табл. 1.

Таблица 1

Средняя толщина науглероженного слоя после МДХТО

Вариант нагрева	Анодный нагрев	Катодный нагрев	Нагрев переменным током
Толщина слоя, мкм	300	85	140

Полученные результаты свидетельствуют о зависимости толщины диффузионного слоя от направления тока в электрической цепи. При цементации с катодным нагревом толщина слоя более чем в 3 раза меньше,



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Микроструктура диффузионного слоя стали 20 после цементации в микродуговом режиме:
а — анодный нагрев; *б* — катодный нагрев; *в* — нагрев переменным током

чем при анодном, а при нагреве переменным током она имеет промежуточное между анодным и катодным значение.

Была предпринята попытка определения коэффициента диффузии углерода при МДХТО с учетом полярности нагрева. Расчеты основывались на втором законе Фика, связывающем концентрацию C диффузанта с глубиной x диффузионного слоя и продолжительностью t диффузии:

$$\frac{dC}{dt} = \frac{d}{dx}\left(D\frac{dC}{dx}\right), \qquad (1)$$

где D — коэффициент диффузии.

Для описания процессов диффузии обычно используют решения уравнения (1) для одномерного случая при определенных для конкретной физической задачи начальных и граничных условиях [1, 2].

Наиболее распространен процесс ХТО, при котором диффундирующее вещество поступает из постоянного источника в полубесконечное тело. Поверхностная концентрация диффузанта C_0 при этом остается постоянной. Граничные условия имеют вид

$$C(x, t) = C_0 \text{ при } x = 0 \text{ для всех } t;$$

$$C(x, t) = 0 \text{ при } x > 0 \text{ и } t = 0;$$

$$C(x, t) = C \text{ при } x > 0 \text{ и } t > 0.$$

Как отмечалось выше, процесс образования атомарного углерода в порошковой среде носит непрерывный характер, поэтому данные условия применимы для описания цементации стальных изделий.

Решение уравнения (1) при этих условиях имеет вид

$$C(x,t) = C_0(1 - \mathrm{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right), \qquad (2)$$

где $C(x, t)$ — концентрация диффундирующего элемента на расстоянии x от поверхности металла в момент времени t; C_0 — концентрация диффундирующего элемента на поверхности металла; erf(z) — функция ошибок Гаусса.

С учетом начальной концентрации углерода в стали C_1 уравнение (2) можно записать так:

$$\frac{C - C_1}{C_0 - C_1} = 1 - \mathrm{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right). \qquad (3)$$

Для проведения расчетов с помощью выражения (3) необходимо знать время выдержки t после достижения образцом температуры цементации, которую обычно принимают равной 950 °С [1, 2].

С этой целью было проведено исследование кинетики микродугового нагрева стального образца с использованием упомянутых выше трех вариантов нагрева. Применяли термопару типа ТПП (платина—платинородий) с диаметром проводов 0,3 мм, спай которой был зачеканен в поверхность цилиндрического образца, а свободные концы соединены с цифровым мультиметром, измерительная информация с которого передавалась и регистрировалась персональным компьютером. Установлено, что кинетика нагрева практически не отличается для всех трех вариантов: через 90 с после подачи питающего напряжения температура образца достигала температуры начала цементации 950 °С, а через 150 с — 1250 °С, после чего температура стабилизировалась на этом уровне. При общей длительности процесса микродугового нагрева 180 с продолжительность t цементации принята равной 90 с. Расчетное значение средневзвешенной температуры МДХТО за этот период составляет 1150 °С.

Для стали 20 значение C_1 равно 0,2 %; величину C_0 в соответствии с [1, 2] принимали равной 1 %, а значения x брали из экспериментальных данных (см. табл. 1).

Результаты расчета коэффициентов диффузии углерода при цементации для различных вариантов микродугового нагрева приведены в табл. 2. Для сравнения здесь же приведен коэффициент диффузии углерода при печном нагреве в твердом карбюризаторе по усредненным данным [1, 2, 7].

Из табл. 2 видно, что значение коэффициента диффузии углерода при МДХТО в режиме анодного нагрева более чем в 50 раз превышает значение, соответствующее печному нагреву; в режиме катодного нагрева оно примерно в 2 раза меньше, а при нагреве переменным током — примерно равно значению коэффициента диффузии при печном нагреве.

Таблица 2

Коэффициент диффузии углерода при МДХТО

Вариант нагрева	Печной нагрев в твердом карбюризаторе [1, 2, 7]	Анодный нагрев	Катодный нагрев	Нагрев переменным током
Коэффициент диффузии, м²/с	$8{,}5\cdot10^{-11}$	$4{,}94\cdot10^{-9}$	$3{,}95\cdot10^{-11}$	$10{,}8\cdot10^{-11}$

Полученные результаты позволяют сделать вывод о влиянии электрического тока, протекающего через порошковую среду и насыщаемое изделие, на процесс диффузии в условиях микродугового нагрева.

Рассмотрим физические явления на границе раздела изделие — порошковая среда при МДХТО.

При подаче питающего напряжения в воздушном зазоре между изделием и порошковой средой возникает электрическое поле, которое приводит к пробою зазора и возникновению в нем газового разряда в виде микродугового ореола вокруг изделия [6]. В режиме анодного нагрева поток электронов направлен от катода через угольный порошок к изделию, в режиме катодного нагрева — в обратную сторону. При нагреве переменным током эти направления сменяют друг друга с частотой 50 Гц.

Мультипликативные газовые разряды, в свою очередь, приводят к нагреву изделия и угольного порошка преимущественно в области насыщаемой поверхности. Пиролиз угля сопровождается выделением газообразного оксида углерода CO и его диссоциацией с образованием атомарного углерода, диффундирующего в поверхность изделия. Часть атомов углерода под действием микродуг подвергается ионизации с образованием ионов углерода, которые также способны диффундировать в насыщаемую металлическую поверхность [1, 2].

Следовательно, физические процессы при МДХТО необходимо рассматривать с точки зрения электропереноса с учетом перемещения ионов под действием электрического тока. Механизм перемещения ионов является диффузионным, однако движущая сила этого перемещения обусловлена взаимодействием ионов с электронами проводимости в направлении их движения. Это явление, получившее название "электронного ветра", впервые было изучено В.Б. Фиксом [8] и упоминается в работах Б.С. Бокштейна и Я.Е. Гегузина.

Для описания диффузионных процессов, протекающих при МДХТО под действием электрического поля, использована методика [8, 9].

Протекание в цепи электрического тока обусловливает появление двух сил, одновременно действующих в металле. Одной из них является сила F_1 воздействия электрического поля на ионы углерода, другой — сила F_2 взаимодействия атомов и ионов с электронами проводимости, передающими им направленный импульс.

Оценим соотношение величин F_1 и F_2.

Выражение для силы электрического поля, действующего на ион, можно представить в виде

$$F_1 = eEZ, \tag{4}$$

где e — заряд электрона; E — напряженность электрического поля; Z — заряд иона в электронных единицах.

Сила "электронного ветра" определяется соотношением

$$F_2 = eEnl\sigma^*, \tag{5}$$

где n — количество электронов проводимости в единице объема металла; l — длина свободного пробега электрона; σ^* — интегральное сечение рассеяния электронов проводимости на ионах.

Отсюда

$$\frac{F_2}{F_1} = \frac{nl\sigma^*}{Z}. \tag{6}$$

Введем в рассмотрение параметр $\bar{\sigma}$ — среднее интегральное сечение рассеяния электронов проводимости.

Согласно газокинетическому соотношению

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{n_i l}, \tag{7}$$

где n_i — количество ионов в единице объема металла.

Умножив числитель и знаменатель правой части равенства (6) на n_i и учитывая очевидное соотношение $n/n_i = Z$, получим

$$\frac{F_2}{F_1} = \frac{nn_i l\sigma^*}{Zn_i} = \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}}. \tag{8}$$

Таким образом, для определения соотношения сил "электронного ветра" и электрического поля, действующих на ион, можно использовать отношение $\sigma^*/\bar{\sigma}$.

Величину σ^* можно оценить, приравнивая ее к площади сечения иона:

$$\sigma^* = \pi r^2, \tag{9}$$

где r — радиус иона углерода.

Для расчета значения $\bar{\sigma}$ воспользуемся выражением, связывающим среднее сечение рассеяния с удельным электрическим сопротивлением металла [9],

$$\bar{\sigma} = \frac{Ze^2\rho}{\sqrt{2mE_F}}, \tag{10}$$

где ρ — удельное электрическое сопротивление; m — масса иона; E_F — энергия Ферми.

С использованием выражений (8)...(10) провели расчет соотношения сил "электронного ветра" и электрического поля на примере иона углерода C^{2+}. В расчетах использовали следующие исходные данные: $Z = 2$; $e = 1{,}6\cdot10^{-19}$ Кл; $\rho = 130\cdot10^{-8}$ Ом·м; $m_C = 19{,}93\cdot10^{-27}$ кг; $E_F = 8\cdot10^{-19}$ Дж.

Данных о радиусе иона C^{2+} в справочной литерату-

ре не обнаружено, поэтому он был рассчитан исходя из значений радиуса атома углерода r_C = 0,077 нм и радиуса иона C^{4+} 0,020 нм [10]. Таким образом, радиус иона C^{2+} приняли равным 0,05 нм.

Расчетные значения: $\overline{\sigma}$ = 3,728·10^{-22} м^2 и σ^* = 7,854·10^{-21} м^2, откуда

$$\frac{\sigma^*}{\overline{\sigma}} = 21{,}07.$$

Полученный результат показывает, что сила "электронного ветра", действующего на диффундирующий ион углерода, более чем на порядок превосходит силу электрического поля. Поэтому основной поток ионов диффузанта направлен в сторону действия силы "электронного ветра". Очевидно, что этот вывод справедлив и для случая насыщения углеродом в атомарном состоянии.

Проведенное исследование позволяет предложить механизм влияния режима микродугового нагрева на интенсивность диффузионного насыщения углеродом стального изделия.

При анодном нагреве "электронный ветер" направлен к изделию, поэтому основной поток атомов и ионов углерода также направлен к изделию. Результатом является существенная интенсификация цементации.

При катодном нагреве "электронный ветер" направлен от изделия и препятствует потоку атомов и ионов углерода, в результате чего наблюдается снижение интенсивности диффузионного насыщения.

Нагрев переменным током приводит к промежуточному результату насыщения стального изделия вследствие циклического изменения направления "электронного ветра" в процессе обработки.

Выводы

1. Ведущий механизм ускорения диффузионного насыщения углеродом при МДХТО определяется эффектом "электронного ветра", который заключается в увлечении потока ионов и атомов углерода в направлении движения электронов проводимости, так как сила "электронного ветра" более чем на порядок превосходит силу электрического поля. При анодном нагреве он направлен к насыщаемому изделию, при катодном — в обратную сторону, при нагреве переменным током направление "электронного ветра" изменяется с частотой питающего напряжения.

2. Коэффициент диффузии углерода при МДХТО зависит от направления тока в электрической цепи: источник питания — контейнер — угольный порошок — стальное изделие. При анодном нагреве коэффициент диффузии более чем в 50 раз превышает коэффициент диффузии при печном нагреве; при катодном нагреве он примерно в 2 раза меньше печного, а при нагреве переменным током примерно равен ему. Это, в свою очередь, приводит к соответствующим изменениям толщины науглероженного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. **Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А.** Теория и технология химико-термической обработки. М.: Новое знание, 2010. 304 с.

3. **Справочник** по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / под общ. ред. В.А. Волосатова. Л.: Машиностроение, 1988. 719 с.

4. **Берлин Е.В., Коваль Н.Н., Сейдман Л.А.** Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей. М.: Техносфера, 2012. 464 с.

5. **Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В.** Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. В 2 т. Т. 1. М.: Техносфера, 2011. 464 с.

6. **Домбровский Ю.М., Степанов М.С.** Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 12. С. 25—29.

7. **Термическая** обработка в машиностроении: Справочник / под ред. Ю.М. Лахтина, А.Г. Рахштадта. М.: Машиностроение, 1980. 783 с.

8. **Фикс В.Б.** Ионная проводимость в металлах и полупроводниках (электроперенос). М.: Наука, 1969. 296 с.

9. **Кузьменко П.П.** Электроперенос, термоперенос и диффузия в металлах. Киев: Вища шк., 1983. 152 с.

10. **Рабинович В.А., Хавин З.Я.** Краткий химический справочник: Справ. изд. / под ред. А.А. Потехина и А.И. Ефимова. Л.: Химия, 1991. 432 с.

УДК 621.787

Л.В. Федорова, С.К. Федоров, Ю.С. Иванова, В.В. Сидоренко
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)
E-mail:momd@yandex.ru

Отделочно-упрочняющая электромеханическая обработка стали 8620

Рассмотрены особенности отделочно-упрочняющей электромеханической обработки деталей из стали 8620, определены режимы и схема обработки. Приведены результаты металлографических исследований и замеров микротвердости образцов из стали 8620 после обработки. Сформулированы рекомендации, которые могут быть использованы для рационального выбора технологии повышения износостойкости деталей нефтяного сортамента.

Ключевые слова: *отделочно-упрочняющая электромеханическая обработка, микротвердость, микроструктура, износостойкость.*

The features of the process of finishing-hardening electromechanical treatment of details of steel 8620 are viewed, the order and the scheme of treatment are defined. The results metallographic analysis and examination of microhardness of samples from steel 8620 are defined. The conclusions are phrased, which can be recommended for rational selection of technology that increases the wear resistance of oil's details.

Keywords: *finishing-hardening electromechanical treatment, microhardness, microstructure, wear resistance.*

На современных машиностроительных предприятиях, осуществляющих изготовление и ремонт нефтепромыслового и бурового оборудования с применением новейших технологий, для повышения износостойкости и увеличения твердости поверхностного слоя малоуглеродистых сталей используются химико-термическая обработка, наплавка и воздушно-плазменное напыление. Как известно, традиционные способы закалки малоуглеродистых сталей объемной термической обработкой, токами высокой частоты не могут обеспечить высокой твердости поверхностного слоя. Эффективным направлением повышения износостойкости таких сталей являются технологии, основанные на использовании концентрированных потоков энергии.

Отделочно-упрочняющая электромеханическая обработка (ОУЭМО) основана на использовании одновременно электротермического и механического воздействий инструмента на поверхностный слой детали и значительном изменении физико-механических свойств ее исполнительных поверхностей. Важное место в повышении износостойкости деталей отводится качеству металла, но не всего изделия, а его поверхностного слоя — структурному состоянию и физико-механическим свойствам этого слоя. Метод ОУЭМО прост в реализации, экономичен, обладает достаточно высокой производительностью, обеспечивает низкую шероховатость, заданные глубину и степень упрочнения, формирует сжимающие остаточные напряжения, мелкозернистую структуру металла и другие факторы, определяющие качество поверхностного слоя.

Исследовали следующие детали из стали 8620 (российский аналог стали 20ХГНМ): основание (рис. 1) и головка электроцентробежного насоса. Результаты

Рис. 1. Образец из стали 8620

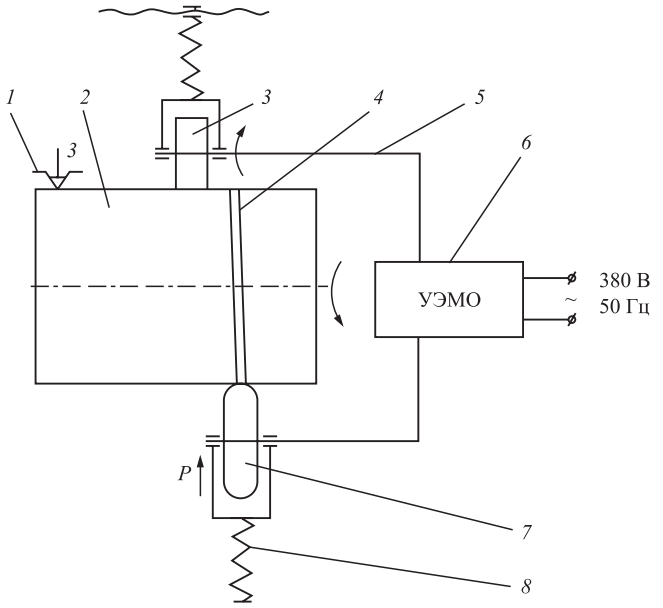


Рис. 2. Принципиальная схема ОУЭМО:
1 — трехкулачковый центрирующий патрон; *2* — заготовка; *3* — токоподводящий ролик; *4* — упрочненный участок поверхности; *5* — силовые токоподводящие шины; *6* — установка электромеханической обработки; *7* — инструментальный ролик; *8* — телескопическая державка

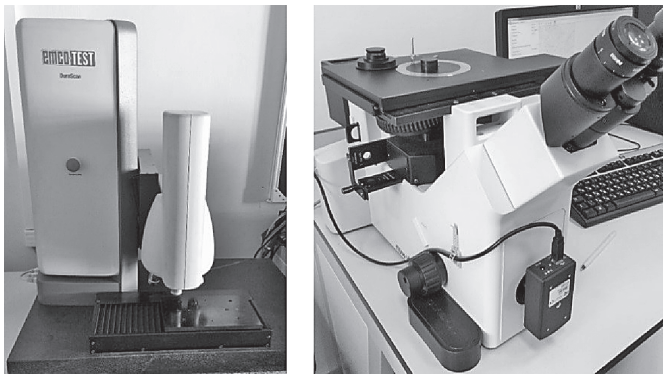
спектрального анализа стали 8620, % мас.: C — 0,215; Mn — 0,7; Si — 0,22; Ni — 0,55; Cu — 0,182; Cr — 0,092; Mo — 0,2; S — 0,011; P — 0,002.

ОУЭМО (рис. 2) выполняли в следующей последовательности. Заготовку *2* закрепляли в трехкулачковый центрирующий патрон *1* токарно-винторезного станка. Обеспечив надежный силовой контакт токоподводящего ролика *3* и инструмента *7* с поверхностью заготовки *2*, последовательно включали ее вращение и подачу электрического тока от установки электромеханической обработки *6*. ОУЭМО выполняли за один оборот образца, на ширину контактной поверхности инструментального ролика. Обработку поверхностей образцов осуществляли при силе тока во вторичной цепи 1000 А, напряжении 2 В, усилии прижатия P = 500 Н и частоте вращения 10 мин$^{-1}$ [1—5]. Полученная в результате плотность мощности 1,7 кВт/см^2 подтверждает инженерные соотношения для глубины поверхностного нагрева металла высококонцентрированным источником энергии [6].

Первоначально измерение твердости поверхности основания до и после обработки выполняли переносным ультразвуковым твердомером МЕТ У1. При исходной твердости 14...23 HRC после ОУЭМО твердость поверхности составила 35...45 HRC.

Резку образца для металлографических исследований по наружному диаметру проводили на станке модели Struers Discotom 6 (рис. 3, *а*) с режимом подачи диска 0,13 мм/с. Горячую запрессовку шлифов и их последующее шлифование выполняли на прессе Struers Citopress-20 (рис. 3, *б*) и на шлифовально-полировальном станке Struers Tegramin-25 (рис. 3, *в*).

Микротвердость упрочненных секторов после ОУЭМО и необработанных участков поверхности измеряли на микрошлифах микротвердомером



а) *б)*

Рис. 4. Микротвердомер EMCOTEST DuraScan (*а*) и микроскоп Olympus GX51 (*б*)

а) *б)* *в)*

Рис. 3. Оборудование для металлографических исследований:
а — отрезной станок Struers Discotom 6; *б* — пресс Struers Citopress-20; *в* — шлифовально-полировальный станок Struers Tegramin-25

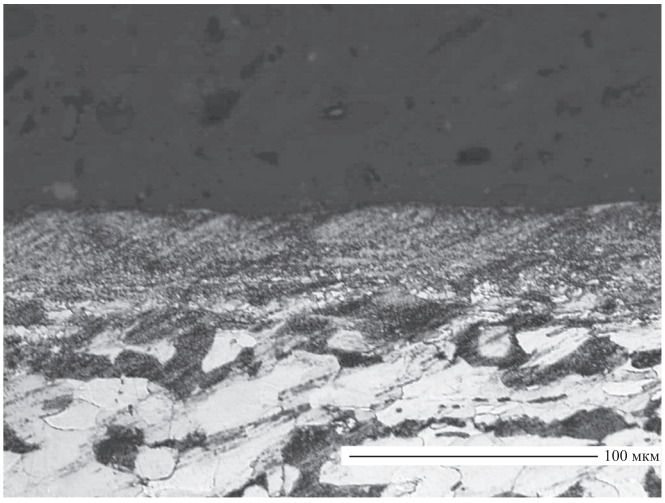


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя образца из стали 8620 после ОУЭМО, × 500

EMCOTEST DuraScan (рис. 4, *а*). Исследование микроструктуры выполняли с помощью металлографического микроскопа Olympus GX51 (рис. 4, *б*).

При одновременных силовом и температурном воздействиях характерны увеличение плотности дислокаций и их более равномерное распределение по объему металла, создание дислокационных барьеров в виде границ зерен, дисперсных вторичных фаз, уменьшение размера зерен.

Микроструктура поверхностного слоя образца из стали 8620 после ОУЭМО приведена на рис. 5. Зависимость твердости от глубины поверхностного слоя при ОУЭМО представлена на рис. 6.

Микротвердость стали также зависит от содержания легирующих элементов. Благодаря образованию карбидов молибдена и хрома происходит дисперсионное упрочнение, за счет которого и увеличивается микротвердость. Такие элементы, как никель и марганец, увеличивают прокаливаемость деталей. Металлографические исследования показывают, что упрочненный поверхностный слой состоит из игольчатого мартенсита и легированного феррита. После ОУЭМО упрочненный слой имеет твердость у поверхности до 4500 МПа с ее падением по глубине до 2200 МПа.

После ОУЭМО в поверхностном слое образца из стали 8620 наблюдается не только поверхностная закалка, но и существенное измельчение зерен (рис. 7, 8): зерна избыточного феррита размером 20...50 мкм, находящиеся в контакте между собой, и разомкнутые округлые и вытянутые зерна упрочняющей фазы размером 10...30 мкм, внутри которых сформировались

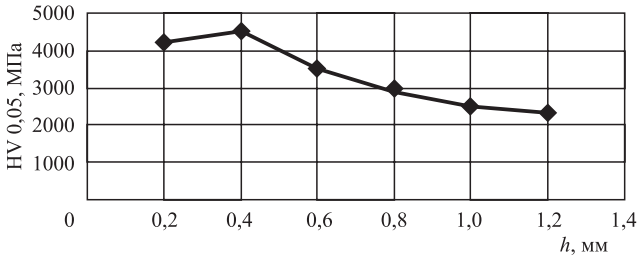


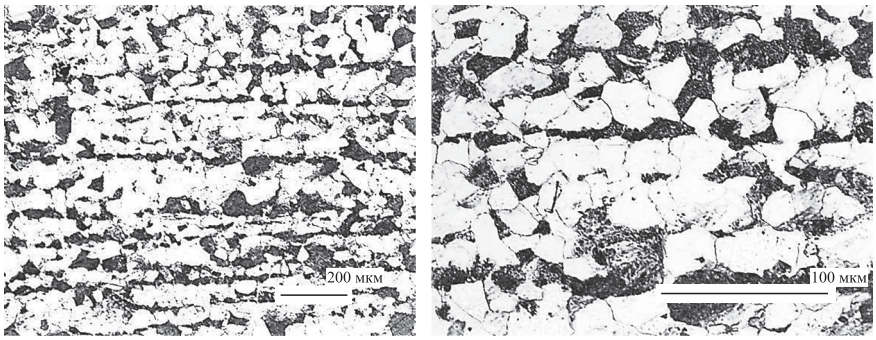
Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя *h* образца из стали 8620 после ОУЭМО

игольчатые кристаллы мартенсита и бейнита. Площадь зерен упрочняющей фазы составляет 40...50 % в переходной области и 70...80 % в поверхностной зоне. Повышение твердости и измельчение зерна в упрочненном слое связано, скорее всего, с фазовой $\alpha \rightarrow \gamma$-перекристаллизацией, фазовым наклепом и пластическими деформациями под действием термических напряжений [7].

Структура имеет полосчатый характер. Экспериментально подтверждается синергетическая концепция деформационной повреждаемости. Наблюдается общая ориентировка структуры в направлении деформации без четко выраженных полос. Структура в переходной области неоднородная, со значительными искажениями.

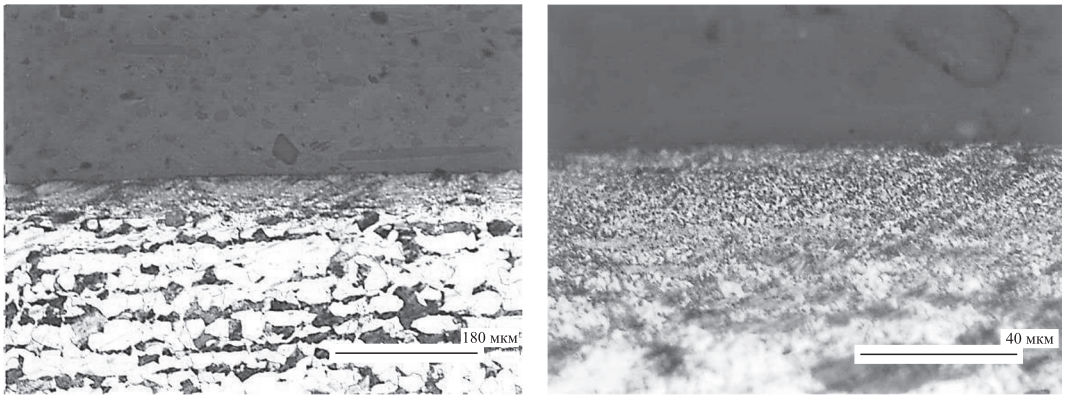
Выводы

Выполнены металлографические исследования структуры поверхностного слоя образцов из стали 8620 в исходном состоянии и после отделочно-упрочняющей электромеханической обработки. В исходной структуре стали 8620 размеры зерен перлита составляют от 40 до 7 мкм и различаются в 6 раз. Проведены замеры твердости двумя способами: непосредственно на рабочем месте токаря (прибором МЕТ У1) и на специально подготовленных шлифах с использованием стационарного микротвердомера EMCOTEST



а) *б)*

Рис. 7. Исходная микроструктура стали 8620:
а — × 200; *б* — × 500



а) *б)*

Рис. 8. Микроструктура поверхностного слоя стали 8620 после ОУЭМО:
а — × 200; *б* — × 500

DuraScan. Глубина упрочненного слоя цилиндрических образцов из стали 8620 после ОУЭМО составила 120 мкм. Микротвердость упрочненного поверхностного слоя составила 4200...4500 МПа с переходом к микротвердости исходного металла 2200 МПа. ОУЭМО стали 8620 является финишной обработкой, обеспечивающей шероховатость поверхности до Ra = 0,63 мкм, мелкодисперсную структуру закалки до твердости 4200...4500 HV.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Аскинази Б.М.** Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой. М.: Машиностроение, 1989. 197 с.

2. **Технология** и оборудование для упрочнения и восстановления деталей электромеханической обработкой / Л.В. Федорова, В.Ф. Карпенков, С.К. Федоров и др. // Техника и оборудование для села. 2009. № 2. С. 34—35.

3. **Федорова Л.В.** Влияние отделочно-упрочняющей электромеханической обработки на предел выносливости резьбовых соединений // Технология металлов. 2006. № 7. С. 41—45.

4. **Применение** технологии электромеханической обработки в ремонтном производстве ОАО "Сызранский нефтеперерабатывающий завод" / Л.В. Федорова, С.К. Федоров, В.Т. Сараев, Ф.К. Клюев // Научно-технический вестник НК Роснефть. 2010. № 4. С. 44—47.

5. **Федоров С.К., Федорова Л.В.** Электромеханическая обработка // РИТМ. 2012. № 2 (70). С. 14—16.

6. **Крапошин В.С.** Инженерные соотношения для глубины поверхностного нагрева металла высококонцентрированными источниками энергии // МИТОМ. 1999. № 7. С. 31—36.

7. **Федорова Л.В., Морозов А.В., Фрилинг В.А.** Исследование влияния содержания углерода на микротвердость при избирательной электромеханической закалке трибонагруженного участка отверстия // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2012. № 3. С. 9—14.

УДК 541.64: 546.26

[1]А.Ч. Айгубова, [2]Г.В. Козлов, [1]Г.М. Магомедов
([1]Дагестанский государственный педагогический университет, г. Махачкала,
[2]Кабардино-Балкарский государственный университет им. Х.М. Бербекова, г. Нальчик)
E-mail: i_dolbin@mail.ru

Фрактальная трактовка механических свойств нанокомпозитов полипропилен/углеродные нановолокна

Предложена простая фрактальная модель для описания механических свойств как нанокомпозитов полимер/углеродные нанотрубки, так и микрокомпозитов. Причиной такой универсальности является использование обобщенных структурных характеристик (фрактальных размерностей).

Ключевые слова: *нанокомпозит, углеродные нанотрубки, модуль упругости, предел текучести, фрактальный анализ.*

The simple fractal model for description of mechanical properties of both nanocomposites polymer/carbon nanotubes and microcomposites has been proposed. The reason of such universality is usage of generalized structural characteristics (fractal dimensions).

Keywords: *nanocomposite, carbon nanotubes, elastic modulus, yield stress, fractal analysis.*

Исследование и анализ процесса текучести полимерных материалов всегда были в числе приоритетных вопросов физики полимеров. Одной из причин такого повышенного внимания является тот факт, что предел текучести ограничивает сверху область эксплуатации для пластичных конструкционных материалов. В случае полимерных композитов (нанокомпозитов) обычно наблюдается повышение предела текучести по мере увеличения содержания наполнителя [1, 2], которое иногда связывают с ростом модуля упругости этих материалов. Однако для нанокомпозитов полипропилен/углеродные нановолокна по мере роста массового содержания нанонаполнителя $W_н$ сначала наблюдается небольшое (примерно на 14 %) повышение предела текучести $\sigma_т$, а при $W_н \geqslant 1{,}0$ % мас. начинается его снижение до уровня $\sigma_т$ матричного полимера [3]. **Цель настоящей работы** — анализ указанного эффекта на примере нанокомпозитов полипропилен/углеродные нановолокна в рамках фрактальных моделей.

В качестве матричного полимера использовали полипропилен (ПП) "Каплен" промышленного производства марки "01 030", имеющий средневесовую молекулярную массу $(2...3)\cdot10^5$ и индекс полидисперсности 4,5. В качестве нанонаполнителя использованы многослойные углеродные нановолокна (УНВ), имеющие число слоев 20...30, диаметр 20...30 нм и длину более 2 мкм. Массовое содержание УНВ варьировали в пределах 0,15...3,0 % мас.

Нанокомпозиты ПП/УНВ получали смешиванием компонентов в расплаве на двухшнековом экструдере Thermo Haake модели Reomex RTW 25/42 (ФРГ). Смешивание выполняли при температуре 463...503 К и скорости вращения шнека 50 об./мин в течение 5 мин. Образцы для испытаний получали методом литья под давлением на литьевой машине Test Sample Molding Apparate RR/TS MP фирмы Ray-Ran (Тайвань) при температуре 483 К и давлении 43 МПа.

Механические испытания на одноосное растяжение выполняли на образцах в форме двухсторонней лопатки с размерами согласно ГОСТ 11262—80. Испытания проводили на универсальной испытательной машине Gotech Testing Machine CT-TCS-2000 (Тайвань) при температуре 293 К и скорости деформации ~ $2\cdot10^{-3}$ с$^{-1}$.

Изменение структуры полимерной матрицы композита при введении наполнителя в рамках фрактального анализа выражается в увеличении фрактальной размерности d_f структуры композита [1]. Было показано [4], что частицы наполнителя формируют в полимерной матрице каркас, обладающий фрактальными (в общем случае — мультифрактальными) свойствами и характеризуемый фрактальной (хаусдорфовой) размерностью $D_к$. Следовательно, формирование структуры полимерной матрицы следует рассматривать не в евклидовом, а во фрактальном пространстве.

Как известно [5], фрактальная размерность объ-

екта является функцией размерности пространства, в котором он формируется. В компьютерном модельном эксперименте эта ситуация рассматривается как поведение фракталов на фрактальных решетках с размерностью $D_{реш}$. Известно [1], что между показателем Флори ν_F и размерностью $D_{реш} = D_к$ существует следующая взаимосвязь:

$$\nu_F = \frac{2{,}5}{2 + D_к}. \quad (1)$$

В свою очередь, для линейных полимеров величины ν_F и d_f связаны уравнением [6]

$$\nu_F = \frac{1{,}5}{d_f}. \quad (2)$$

Величину d_f можно определить по следующей формуле [7]:

$$d_f = (d - 1)(1 + \nu), \quad (3)$$

где d — размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, что в нашем случае $d = 3$); ν — коэффициент Пуассона, оцениваемый по результатам механических испытаний с помощью соотношения [8]

$$\frac{\sigma_т}{E_н} = \frac{1 - 2\nu}{6(1 + \nu)}, \quad (4)$$

где $\sigma_т$, $E_н$ — предел текучести и модуль упругости нанокомпозита соответственно.

На рис. 1 приведена зависимость размерности $D_к$ от массового содержания нанонаполнителя $W_н$ для нанокомпозитов ПП/УНВ. Видно, что при малых

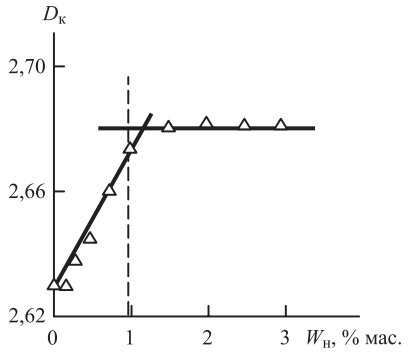


Рис. 1. Зависимость размерности каркаса УНВ $D_к$ от массового содержания нанонаполнителя $W_н$ для нанокомпозитов ПП/УНВ. Вертикальной штриховой линией указан порог перколяции УНВ φ_c

$W_н$ ($\leqslant$ 1 % мас.) наблюдается линейный рост $D_к$ по мере увеличения $W_н$, а затем реализуется условие $D_к$ = const. Рассмотрим физические основы указанного перехода. Как известно [9], при определенных значениях объемного содержания нанотрубок $\varphi_н$ они формируют непрерывный перколяционный каркас с порогом перколяции φ_c, который можно определить следующим образом [10]:

$$\varphi_c = \frac{\pi}{12}\left(\frac{D_н}{2R_н}\right), \quad (5)$$

где $D_н$ — диаметр нанотрубки; $R_н$ — радиус образуемых нанотрубками в нанокомпозите кольцеобразных структур, который определяется согласно уравнению [10]

$$R_н = \frac{1}{2}\left(\frac{\pi L_н D_н^2}{4\varphi_н}\right)^{1/3}. \quad (6)$$

Здесь $L_н$ — длина нанотрубки, а величина $\varphi_н$ рассчитывается по известной формуле [2]

$$\varphi_н = W_н/\rho_н, \quad (7)$$

где $\rho_н$ — плотность нанотрубки, определяемая в случае наночастиц следующим образом [2]:

$$\rho_н = 188 D_н^{1/3}, \text{ кг/м}^3; \quad (8)$$

$D_н$ — диаметр нанотрубки, нм.

Расчет согласно уравнениям (5)...(8) показал, что величина φ_c = 0,0175. Это согласно уравнению (7) эквивалентно $W_н$ = 0,96 % мас. Данное значение $W_н$ хорошо соответствует показанному на рис. 1 переходу к $D_к$ = const = = 2,68. Таким образом, после формирования непрерывного перколяционного каркаса УНВ величина $D_к$ достигает своего максимального и постоянного значения.

В рамках фрактального анализа предел текучести $\sigma_т$ композитов можно определить по формуле

$$\sigma_т = \frac{2E_м}{3}\left(D_k - 2\right)\left(\frac{d - d_f}{d_f}\right). \quad (9)$$

На рис. 2 приведены экспериментальная и рассчитанная согласно уравнению (9) (где $E_м$ — модуль упругости матричного полимера, равный в случае ПП 1,153 ГПа) зависимости предела текучести $\sigma_т$ от массового содержания нанонаполнителя $W_н$ для нанокомпозитов ПП/УНВ. Можно видеть, что предложенная фрактальная модель дает хорошее соответствие с экспериментом (среднее расхождение теоретических результатов и полученных в эксперименте составляет 2,5 %).

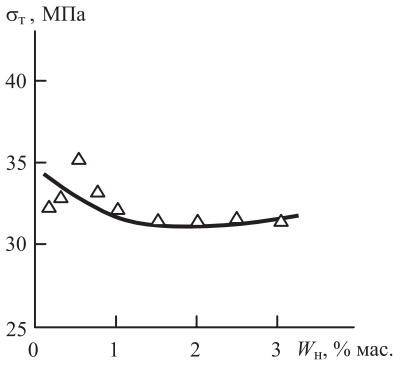


Рис. 2. Экспериментальная (Δ) и рассчитанная согласно уравнению (9) (——) зависимости предела текучести $\sigma_т$ от массового содержания нанонаполнителя $W_н$ для нанокомпозитов ПП/УНВ

Аналогичная модель позволяет оценить модуль упругости нанокомпозитов $E_н$ согласно уравнению [1]

$$E_н = 1{,}90E_м(D_f - 2). \qquad (10)$$

На рис. 3 приведены полученная в эксперименте и рассчитанная согласно уравнению (10) зависимости $E_н(W_н)$ для нанокомпозитов ПП/УНВ. Вновь получено хорошее соответствие результатов, полученных теоретически и в эксперименте, — в пределах 2,5 %. В настоящее время принято считать [9], что микромеханические модели, разработанные для описания механического поведения полимерных композитов [11], не в состоянии адекватно отражать механические свойства нанокомпозитов полимер/углеродные нанотрубки. В отличие от них фрактальные модели описывают механическое поведение и микро- и нанокомпозитов с достаточно высокой точностью.

Далее выполним краткий анализ поведения предела текучести нанокомпозитов ПП/УНВ согласно уравнению (9). Снижение $\sigma_т$ при $W_н \geqslant 1{,}0$ % мас. УНВ обусловлено повышением размерности d_f при условии $D_к$ = const при достижении порога перколяции. Если бы размерность $D_к$ увеличивалась так же, как и при $W_н < 1{,}0$ % мас., то при

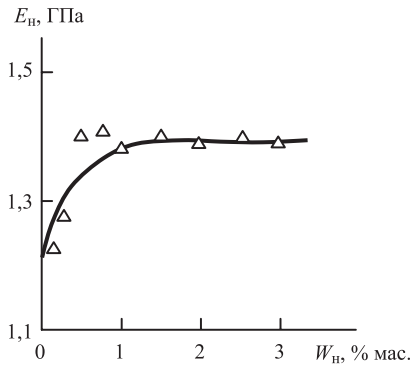


Рис. 3. Экспериментальная (Δ) и рассчитанная согласно уравнению (10) (——) зависимости модуля упругости $E_н$ от массового содержания нанонаполнителя $W_н$ для нанокомпозитов ПП/УНВ

$W_н$ = 3,0 % мас. величина $\sigma_т$ была бы равна 35,8 МПа, а не 31,6 МПа, как наблюдается в эксперименте. Еще большее влияние на величину $\sigma_т$ оказывают высокие значения размерности d_f, равные 2,780...2,808. Если бы размерность d_f оставалась постоянной и равной значению d_f для матричного ПП, то для нанокомпозита ПП/УНВ с $W_н$ = 3,0 % мас. было бы получено значение $\sigma_т$ = 36,8 МПа, а при размерности d_f = 2,60 матричного полимера для этого же нанокомпозита — $\sigma_т$ = 71,1 МПа. Что касается модуля упругости рассматриваемых нанокомпозитов, то для них условие $E_н$ = const при $W_н \geqslant 1{,}0$ % мас. является следствием реализации условия $D_к$ = const = 2,68, обусловленного достижением порога перколяции УНВ.

Простая фрактальная модель использована для описания механических свойств нанокомпозитов полипропилен/углеродные нановолокна. Эта модель равно адекватна при описании свойств как полимерных микрокомпозитов, так и нанокомпозитов, что отличает ее от микромеханических моделей. Причиной указанной адекватности является использование структурных характеристик (фрактальных размерностей), тогда как микромеханические модели оперируют свойствами и относительными долями компонент композита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Козлов Г.В., Яновский Ю.Г., Карнет Ю.Н.** Структура и свойства дисперсно-наполненных полимерных композитов: фрактальный анализ. М.: Альянстрансатом, 2008. 363 с.

2. **Микитаев А.К., Козлов Г.В., Заиков Г.Е.** Полимерные нанокомпозиты: многообразие структурных форм и приложений. М.: Наука, 2009. 278 с.

3. **Brown N.** The relationship between yield point and modulus for glassy polymers // Mater. Sci. Engng. 1971. Vol. 8. No 1. P. 69—73.

4. **Козлов Г.В., Яновский Ю.Г., Липатов Ю.С.** Фрактальная модель для описания структурных изменений полимерной матрицы в дисперсно-наполненных композитах // Механика композиционных материалов и конструкций. 2002. Т. 8. № 4. С. 467—474.

5. **Generalization** and the fractal dimensionality of diffusion-limited aggregates / M. Matsushita, K. Honda, H. Toyoki et al. // J. Phys. Soc. Japan. 1986. Vol. 55. No 8. P. 2618—2626.

6. **Modeling** of solid state polymer properties at the stage of synthesis: fractal analysis / G.V. Kozlov, K.B. Temiraev, G.B. Shustov, N.I. Mashukov // J. Appl. Polymer Sci. 2002. Vol. 85. No 6. P. 1137—1140.

7. **Баланкин А.С.** Синергетика деформируемого тела. М.: Изд-во Министерства Обороны СССР, 1991. 404 с.

8. **Козлов Г.В., Сандитов Д.С.** Ангармонические эффекты и физико-механические свойства полимеров. Новосибирск: Наука, 1994. 261 с.

9. **Эпоксиаминные** композиты со сверхмалыми концентрациями однослойных углеродных нанотрубок / Б.А. Комаров, Э.А. Джавадян, В.И. Иржак и др. // Высокомолекулярные соединения. А. 2011. Т. 53. № 6. С. 897—905.

10. **Bridge B.** Theoretical modeling of the critical volume fraction for percolation conductivity in fibre-loaded conductive polymer composites // J. Mater. Sci. Lett. 1989. Vol. 8. No 2. P. 102—103.

11. **Ahmed S., Jones F.R.** A review of particulate reinforcement theories for polymer composites // J. Mater. Sci. 1990. Vol. 25. No 12. P. 4933—4942.

УДК 537.874.6

А.Ю. Ветлужский
(*Институт физических проблем СО РАН, г. Улан-Удэ*)
E-mail: vay@ipms.bscnet.ru

О локализации излучения в фотонных кристаллах*

Теоретически исследуется возможность локализации электромагнитного излучения в двумерных металлических фотонно-кристаллических структурах. Показано, что на частотах, граничных между разрешенными и запрещенными зонами, поле эффективно концентрируется во внутренних областях таких структур, позволяя говорить о проявлении ими резонансных свойств.
Ключевые слова: *фотонные кристаллы, запрещенные зоны, локализация излучения, резонанс.*

The possibility of localization of electromagnetic radiation in two-dimensional metallic photonic crystal structures is theoretically investigated. It is shown that at frequencies, settled on the boundary between allowed and forbidden zones, field is effectively concentrated in the inner regions of these structures, which manifests the resonance properties.
Keywords: *photonic crystals, forbidden zones, localization of radiation, resonance.*

Введение

Фотонные кристаллы (ФК) — структуры с периодически изменяющимися значениями диэлектрической проницаемости областей, их образующих, и обладающие вследствие этого запрещенными зонами в спектре собственных электромагнитных состояний, — представляют интерес с точки зрения их возможных практических приложений [1]. Одним из них является использование ФК в качестве резонаторов, способных функционировать в широкой полосе частот, начиная от СВЧ и вплоть до оптического диапазона.

Общеизвестно, что резонансными свойствами обладают ФК с нарушениями внутренней структуры [2]. Например, удаление одного или нескольких элементов из упорядоченного двумерного ФК приводит к появлению в пределах запрещенной зоны частот, на которых кристалл становится способным пропускать электромагнитное излучение. Данное явление аналогично формированию разрешенных энергетических уровней в запрещенных зонах примесных полупроводников. При этом в области дефекта ФК происходит локализация излучения, что позволяет рассматривать такие структуры в качестве резонаторных.

Говоря о практической реализации этих структур, следует, однако, отметить, что локализация излучения внутри ФК возможна только при условии эффективного возбуждения области дефекта. Поскольку на частотах, соответствующих запрещенной зоне, уровень излучения экспоненциально убывает при прохождении внутрь кристалла, указанный способ создания резонаторных структур не применим к ФК больших размеров, либо состоящим из элементов с большим поперечником рассеяния.

На наш взгляд, альтернативой для создания резонаторных структур на основе ФК с дефектами может являться использование особенностей распределения поля в бездефектных ФК на частотах, лежащих непосредственно вблизи границ запрещенных зон, что и является предметом рассмотрения в настоящей статье.

Методика анализа. Исходные данные

Рассмотрим возбуждение ФК, образованного двумерной системой круговых металлических цилиндров. Особенностью такого ФК является монотонная зависимость поперечников рассеяния составляющих его элементов от частоты, обусловливающая отсутствие у отдельных рассеивателей собственных резонансных свойств.

Важным свойством металлических ФК является наличие лишь одной — низкочастотной — полной запрещенной зоны в спектре их собственных состояний. На рис. 1 представлена дисперсионная диаграмма, характеризующая модовый состав *E*-поляризованного излучения, проходящего через пространственно неограниченный кристалл, построенная в пренебрежении потерями в металле, что допустимо до частот порядка сотен терагерц. Для ее расчета использован модифицированный метод разложения по плоским волнам (plane wave expansion method) [3]. По оси ординат на рис. 1 отложены значения относительной частоты $\omega d/(2\pi c)$, где ω — циклическая частота; d — период структуры; c — скорость света, а по оси абсцисс — основные симметричные точки первой зоны Бриллюэна двумерной квадратной решетки. Представленные результаты действительно демонстрируют наличие лишь одной запрещенной зоны (на рис. 1 выделена серым цветом), в пределах которой излучение не распространяется ни в одном направлении в плоскости, перпендикулярной осям элементов, и позволяют определить ее границы при различных направлениях возбуждения данной структуры.

Дальнейшее численное моделирование взаимодействия электромагнитного излучения с ФК проводилось на основе теории многократного рассеяния. Методика расчетов применительно к задачам дифракции волн на системах цилиндрических элементов подробно обсуждалась в [4]. В нашем случае предполагалось, что структура возбуждается полем линейного

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-47-04315.

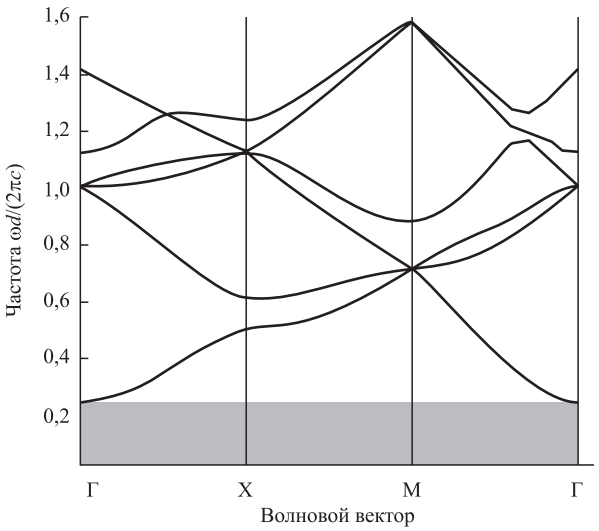


Рис. 1. Дисперсионная диаграмма, демонстрирующая наличие у металлического ФК полной запрещенной зоны в рассматриваемой полосе частот

источника, находящегося на значительном удалении от ФК. В ходе моделирования определялись частотная зависимость коэффициента прохождения волн через ФК $T = 10\lg(I/I_0)$, где I и I_0 — интенсивности поля, прошедшего через структуру, и в ее отсутствие соответственно; частотная зависимость относительной интенсивности излучения I/I_0 в центральной области ФК; двумерное распределение поля в ФК.

Результаты моделирования и их обсуждение

Рассмотрим двумерный ФК, представляющий собой квадратную решетку, образованную тонкими металлическими цилиндрами, и состоящий из 231 элемента (11 на 21). Допустим, что структура облучается полем источника в направлении ГХ или — с использованием индексов Миллера — в направлении [10] относительно соответствующей кристаллографической плоскости (в нашем случае — в направлении, перпендикулярном широкой стенке ФК). На рис. 2 изображена частотная зависимость коэффициента пропускания ФК в данном случае, из которой следует, что в диапазоне изменений безразмерного параметра $kd = 0{,}5...3{,}6$, где $k = 2\pi/\lambda$ — волновое число, λ — длина волны возбуждающих структуру колебаний, наблюдаются две запрещенные зоны. Сравнение с рис. 1 показывает, что первая из них является полной, вторая — нет.

Проанализируем результаты, соответствующие предыдущей частотной зависимости, но полученные в центральной области структуры (рис. 3). Из них следует, что в регулярных ФК на границах запрещенных зон (в данном случае при $kd = 1{,}75$ и $3{,}12$) возникают условия для локализации излучения в структуре. Как видно из рис. 4, где представлено двумерное распределение поля при $kd = 1{,}75$, энергия на этой частоте сосредотачивается внутри ФК с максимумом в центральной его области. Поскольку данная картина возникает на фиксированной частоте, можно сказать, что подобные структуры обладают резонансными свойствами. При этом, в отличие от ФК с дефектами, роль резонатора выполняет не некоторая область структуры, а кристалл в целом.

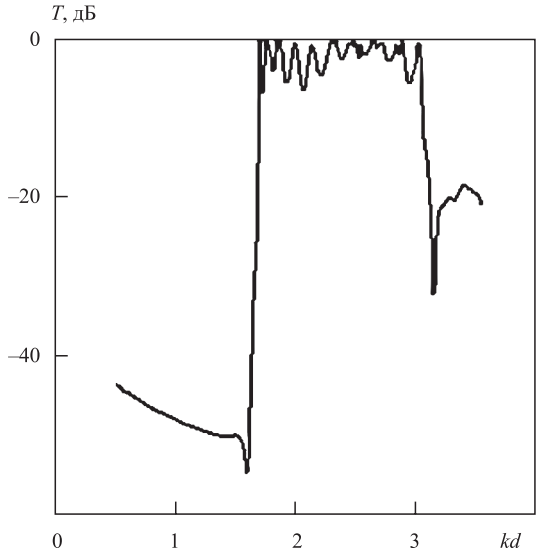


Рис. 2. Частотная зависимость коэффициента прохождения излучения через ФК

Отличительной особенностью данного режима является то, что он проявляется в ФК любой геометрии, образованных любым числом элементов. При этом с увеличением числа элементов увеличивается и уровень локализованного в структуре излучения. Кроме того, незначительным изменением частоты относительно резонансной можно достигнуть такого перераспределения излучения в ФК, что вместо его локализации с максимумом в центральной области структуры возникнут две или более областей концентрации поля, располагающихся симметрично относительно границ структуры вдоль направления прихода падающей на ФК волны.

Физический механизм, приводящий к наблюдаемым эффектам, по-видимому, заключается в следующем. Известно, что металлические ФК представляют собой, по сути, плазмоподобные образования. Обоснованием этого может служить

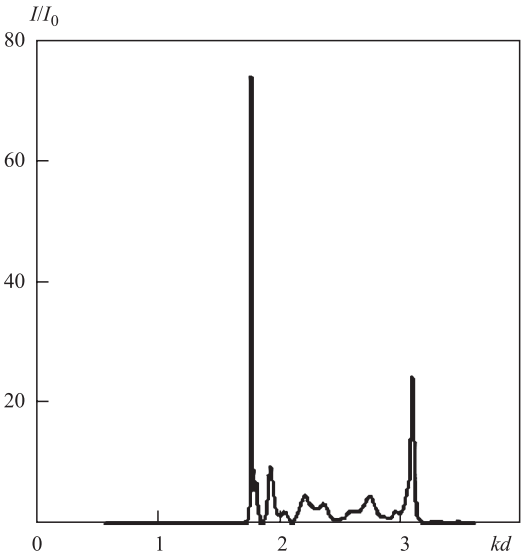


Рис. 3. Частотная зависимость относительной интенсивности поля вблизи центрального элемента ФК

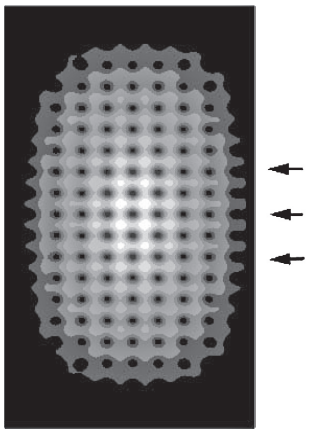


Рис. 4. Пространственное распределение поля в ФК при *kd* = 1,75, т. е. на частоте, граничной между полной запрещенной и первой разрешенной зонами

факт наличия у них пороговой частоты, располагающейся на границе запрещенной и первой разрешенной зон. Ниже по частоте структура аналогично плазме подавляет распространение излучения и может рассматриваться как среда с отрицательной эффективной диэлектрической проницаемостью. В первой запрещенной зоне ФК свободно пропускает излучение, но и здесь он проявляет необычные свойства [5]. В отличие от диэлектрических ФК, которые, будучи описаны как некая эффективная среда, всегда имеют диэлектрическую проницаемость выше единицы, для металлических ФК в пределах первой разрешенной зоны при взаимодействии с излучением характерно поведение, как для сплошного диэлектрика с положительным, но меньшим единицы значением проницаемости. Таким образом, описанная выше локализация поля в центральной области кристалла на граничной частоте может быть объяснена обычным полуволновым резонансом в пространственно ограниченном диэлектрике. При этом важно, что за счет малости диэлектрической проницаемости кристалла на этих частотах такой резонанс наблюдается в структурах, линейная протяженность которых значительно превосходит длину волны излучения в окружающем кристалл пространстве. В диэлектрических ФК такая ситуация, очевидно, была бы невозможна.

Следует отметить еще одну особенность резонансного режима работы ФК. Привнесение в регулярную структуру дефекта существенно изменяет картину пространственного распределения поля в ФК на частоте резонанса. В качестве примера на рис. 5 представлены результаты численного моделирования распределения излучения в ФК, соответствующем описанному выше, однако имеющем

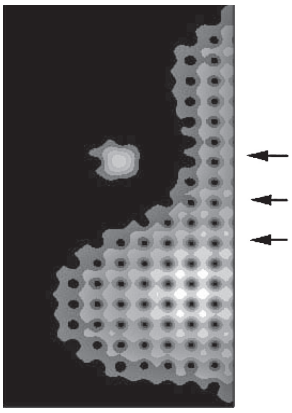


Рис. 5. Пространственное распределение поля в резонирующем ФК с одиночным дефектом

одиночный точечный дефект структуры. Как следует из рис. 5, в резонансном режиме наличие и местоположение дефекта могут быть легко определены. При этом вновь следует подчеркнуть, что описанная возможность выявления нарушений внутренней структуры применима к регулярным металлическим ФК любой протяженности.

Что касается наблюдаемого на рис. 3 увеличения интенсивности излучения на частоте, граничной между разрешенной и второй запрещенной зонами ($kd = 3{,}12$), то оно не приводит к столь существенной локализации излучения во внутренней области кристалла, как в рассмотренном случае. Это связано с тем, что вторая запрещенная зона не является полной. Она формируется за счет брэгговского отражения волн только в направлении ГХ, а следовательно, на близких к этой зоне частотах эффективной локализации излучения в центральной области структуры происходить не будет.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Joannopoulos J., Meade R., Winn J.** Photonic Crystals: Molding the Flow of Light. Princeton: Princeton University Press, 2008. 304 p.
2. **Желтиков А.М., Магницкий С.А., Тарасишин А.В.** Двумерные фотонные кристаллы с дефектом решетки: спектр дефектных мод, локализация света и формирование нерадиационных волн // ЖЭТФ. 2000. Т. 117. № 3. С. 691—701.
3. **Лозовик Ю.Е., Эйдерман С.Л.** Зонная структура сверхпроводящих фотонных кристаллов // Физика твердого тела. 2008. Т. 50. Вып. 11. С. 1944—1947.
4. **Ветлужский А.Ю., Ломухин Ю.Л.** Возбуждение штыревого слоя // Радиотехника и электроника. 2004. Т. 49. № 3. С. 308—313.
5. **Ветлужский А.Ю.** Эффективные электрофизические свойства металлических электромагнитных кристаллов // Журнал радиоэлектроники. 2015. № 1. [Электронный ресурс]. URL: http://jre.cplire.ru/jre/jan15/index.html.

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение**", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.
Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 01.06.2016 г. Подписано в печать 20.07.16 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**