

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1 (109)
январь
2014

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.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЛАШКО, 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:

Л.П. ШЕСТОПАЛОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,

268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации

ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

➔	ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ	
	Безъязычный В.Ф., Сутягин А.Н. К вопросу расчетного определения интенсивности изнашивания контактируемых поверхностей с учетом упрочнения поверхностного слоя деталей	3
➔	МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА	
	Бабичев А.П., Коваль Н.С., Максимов Д.В., Мотренко П.Д., Чучукалов А.П., Смирнов В.Н. Экспериментальные исследования влияния виброволнового нагружения на изменение состояния материала слоистого пакета металлических образцов	7
	Голиков Н.И., Махарова С.Н., Сидоров М.М. Влияние ударной обработки на механические свойства сварных соединений стыков труб из низколегированной стали 13Г1С-У	9
➔	ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ	
	Полетика И.М., Тетюцкая М.В., Макаров С.А., Крылова Т.А., Голковский М.Г., Балушкина М.А. Формирование покрытий вневакуумной электронно-лучевой наплавкой карбидом вольфрама с последующим модифицированием наплавленного слоя	13
	Сайфуллин Р.Н., Зарипов А.Ф. Получение порошковых покрытий на малоразмерных деталях электроконтактной приваркой	18
➔	ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	
	Федирко В.Н., Лукьяненко А.Г., Пичугин А.Т., Труш В.С. Влияние твердорастворного упрочнения поверхности на усталостные свойства и микроструктуру титанового сплава ВТ1-0	21
➔	ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ	
	Вольхин А.М., Малышев В.Н. Исследование прочности сцепления сверхвысокомолекулярного полиэтилена с МДО-покрытием	27
➔	КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ	
	Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Поверхностное натяжение упрочняющих покрытий	33
➔	ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ	
	Копылов Ю.Р., Глазков А.В. Влияние технологии изготовления на дефекты поврежденного поверхностного слоя рабочего колеса турбины	36
	Указатель статей, опубликованных в журнале в 2013 г.	42

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 1 (109)
January
2014

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. BEZYAZHCHNYI

Editorial Assistants

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.A. ZEMSKOV

S.A. KLIMENKO

Yu.R. KOPYLOV

V.A. LASHKO

V.A. LEBEDEV

V.V. LYUBIMOV

E.D. MAKARENKO

B.Ya. MOKRITSKY

F.I. PANTELEENKO

H.M. RAHIMYANOV

B.P. SAUSHKIN

V.P. SMOLENTSEV

A.M. SMYSLOV

V.A. SHULOV

G.A. SUHOICHEV

V.P. TABAKOV

M.L. KHEIFETS

Edition:

L.P. SHESTOPALOVA

T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" 85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta Rossii" 60252) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Bezyazychnyy V.F., Sytyagin A.N. The problem of calculation of the wear rate of the contacted surfaces taking into account hardening of the surface layer of parts. . . 3



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Babichev A.P., Koval N.S., Maximov D.V., Motrenko P.D., Chuchukalov A.P., Smirnov V.N. Experimental study of vibrowave loading on change of material laminate metal package designs 7

Golikov N.I., Maharova S.N., Sidorov M.M. Influence of a shock treatment on mechanical properties of welded joints pipes of low-alloy steel 13Г1С-y 9



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Poletika I.M., Tetyutskaya M.V., Makarov S.A., Krylova T.A., Golkovski M.G., Balushkina M.A. The formation of coatings by vacuum electron – beam cladding with the following deposited layer modification 13

Saifullin R.N., Zaripov A.F. Obtaining powder facings on baby spare parts by electro-contact welding 18



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROGRESSING

Fedirko V.N., Lukyanenko A.G., Pichuhin A.T., Trush V.S. The influence of surface solid solution strengthening on the fatigue properties and microstructure of the VT1-0 titanium alloy 21



POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

Volkhin A.M., Malyshev V.N., Research of the uhmwpe adhesion strength to MAO-coatings by vacuum electron – beam cladding with the following deposited layer modification 27



QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Jurov V.M., Laurinas V.Ch., Guchenko S.A., Zavatskaja O.N. Superficial tension of strengthening coverings 33



INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Kopylov Yu.R., Glazkov A.V. Influence of manufacturing techniques on defects of the damaged blanket of the driving wheel of the turbine 36

The index of the articles published in 2013 42

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



УДК 621.8, 621.9

В.Ф. Безъязычный, А.Н. Сутягин
(РГАТУ имени П.А. Соловьева, г. Рыбинск)
E-mail: technology@rgata.ru

К вопросу расчетного определения интенсивности изнашивания контактируемых поверхностей с учетом упрочнения поверхностного слоя деталей

Рассмотрены процессы упрочнения и разупрочнения поверхностного слоя деталей в процессе изнашивания при формировании равновесного состояния трибосопряжений изделий. Приведено уравнение для расчета линейной интенсивности изнашивания в условиях равновесного состояния.

Ключевые слова: упрочнение, микротвердость, износостойкость, равновесное состояние.

The article describes the processes of hardening and softening of the surface layer of the parts in the process of wear during the formation of the equilibrium state of work surfaces of friction units. The equation for the calculation of the linear wear rate in the equilibrium state is shown.

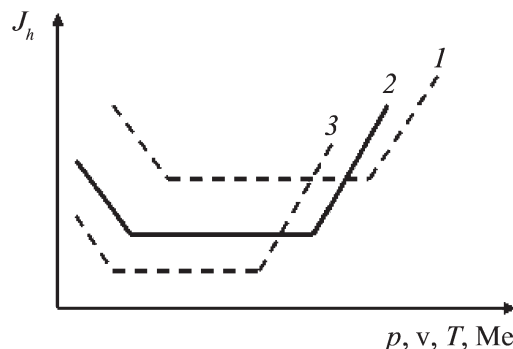
Keywords: hardening; the microhardness; wear-resistance; equilibrium state.

При взаимном скольжении поверхностей двух твердых тел возникают сила трения и процесс поверхностного разрушения, выражающийся износом сопряженных тел. Зависимость интенсивности поверхностного разрушения J_h от параметров трения (давления p , скорости скольжения v , температуры T и др.) содержит участок минимального трения и разрушения для любых контактирующих материалов. Согласно исследованиям Б.И. Костецкого и других авторов в зависимости от свойств материалов и условий работы узла трения изменяются только диапазон и уровень минимального трения и износа (рисунок) [1].

Этот диапазон структурной приспособляемости обусловлен возникновением устойчивой диссипативной структуры трения, поддерживаемой стационарными потоками механической энергии и вещества внешней среды, взаимодействующей с поверхностями трения, активированными механическими воздействиями.

Контактная упругопластическая деформация является основным активирующим фактором, обуславливающим процессы структурной приспособляемости материалов при трении. Выделение теплоты вызывает термическую активацию процессов при трении. Процесс накопления энергии обусловлен в основном образованием активной ультрадисперсной ориентированной структуры, что вызывает структур-

ную активацию материала в контактной зоне деформации. Структурная и термическая активации при трении происходят одновременно и их разделение весьма условно. Однако в определенных диапазонах условий трения можно выделить преимущественное влияние структурной или термической активации на механизмы процессов при трении, как отмечается в работах Б.И. Костецкого и Л.И. Бершадского.



Зависимости изменения интенсивности изнашивания J_h от параметров трения p , v , температуры T , свойств металлов Me :

1 – для конструкционных материалов; 2 – для легированных сталей; 3 – для высокопрочных сталей и сплавов

В соответствии с основным законом термодинамики работа силы трения для единичного микрообъема материала поверхностного слоя детали может быть представлена выражением

$$W_{\text{тр}} = Q + \Delta W, \quad (1)$$

где Q – выделившаяся теплота, Дж; ΔW – изменение скрытой энергии деформирования, обусловленной накоплением дефектов и повреждений от работы внешних $W_{\text{тр}}$, Дж.

Значительная часть тепловой энергии, связанной с тепловыми эффектами контактирования материалов деталей трибосистем, не задерживается в тонком поверхностном слое, а рассеивается в объеме материала детали и в окружающей среде за счет теплообмена [1]. В то же время работа силы трения представляет собой сумму работ пластической деформации, гистерезисных потерь упругой деформации и работы диспергирования, т.е. работы, затрачиваемой на образование новых поверхностей и связанной с поверхностной энергией твердых тел.

Результатом взаимодействия контактирующих поверхностей деталей в узле трения является формирование новых поверхностей, сопровождающееся выделением теплоты q , освобожденной энергии $\gamma_{\text{эф}}$, затраченной на их образование, и работы пластической деформации $\Delta W_{\text{т}}$, вносящей вклад в изменение энергетического состояния поверхностного слоя, что позволяет преобразовать уравнение (1) следующим образом:

$$W_{\text{тр}} = q + \gamma_{\text{эф}} + \Delta W_{\text{т}} + \Delta W. \quad (2)$$

В процессе контактирования поверхностей деталей трибосистемы происходит неизбежный нагрев деталей, при этом теплота, переходящая в тело детали, может быть описана выражением вида

$$q = \int_{\theta_0}^{\theta_k} C_p d\theta, \quad (3)$$

где C_p – удельная теплоемкость материала поверхностного слоя детали; θ_0 – начальная температура поверхностного слоя детали; θ_k – усредненная температура в зоне контакта рабочих поверхностей деталей трибосопряжения.

Полная энергия пластической деформации $\gamma_{\text{эф}}$ (эффективная поверхностная энергия), связанная с образованием поверхности, складывается из энергии локально пластического течения W_p , вызванного скольжением дислокаций вблизи вершины распространяющейся трещины, и энергии образования ступеньки скола W_s . Кроме того, в процессе разрушения уча-

ствует истинная поверхностная энергия γ и кинетическая энергия W_t , передаваемая рабочему сечению. Эффективная поверхностная энергия образования новой поверхности

$$\gamma_{\text{эф}} = \gamma + W_p + W_s + W_t. \quad (4)$$

Из всех составляющих энергий наибольшей является W_p , которая более чем на два порядка превышает истинную поверхностную энергию [3]. Удельную поверхностную энергию контакта определим из формулы для нагрузки по Г. Герцу с учетом сил сцепления в соответствии с работами В.Н. Кашеева:

$$\gamma_{\text{уд}} = \frac{2F}{3\pi R}, \quad (5)$$

где F – сила взаимодействия элементов пары трения, Н;

$$R = \frac{R_1 R_2}{R_1 + R_2},$$

где R_1, R_2 – радиусы контактирующих сфер по Герцу, м; $\gamma_{\text{уд}}$ – удельная поверхностная энергия контакта, Дж/м².

В этом случае полная энергия образования новой поверхности, Дж,

$$\gamma_{\text{эф}} = \gamma_{\text{уд}} A_{\text{т}} = \frac{2FA_{\text{т}}}{3\pi R} = \frac{2F^2}{3\pi R\sigma_F}, \quad (6)$$

где $A_{\text{т}}$ – площадь контакта сопрягающихся поверхностей элементов, м²; σ_F – контактное давление, Па.

Изменение внутренней энергии описывается уравнением удельной энергии деформации Δw , Дж/м³, накапливаемой в материале за счет образования дислокаций, энергии, приходящейся на объем деформированного материала [4]:

$$\Delta w = \frac{Q}{\alpha_0^2 G} [0,32(HV - HV_0)]^2, \quad (7)$$

где Q – коэффициент пропорциональности, $Q = 0,5...1,0$; G – модуль сдвига исследуемого материала, Па; α_0 – параметр междислокационного взаимодействия; HV – микротвердость поверхностного слоя исследуемой детали на определенной глубине, Па; HV₀ – микротвердость недеформированного материала, Па.

В работе [4] была получена хорошая сходимость расчетов по формуле (2) с экспериментальными данными при $Q=1$, поэтому в дальнейшем принимаем коэффициент пропорциональности $Q=1$.

Произведение $0,32 HV_0$ – условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ с допуском на величину пластической деформации при нагружении 0,2 % согласно работам Г.Д. Деся, Я.Б. Фридмана.

В. М. Грешновым при разработке дислокационных представлений о пластической деформации при обработке металлов давлением получена эмпирическая температурная зависимость коэффициента α для группы сталей 10кп, 20кп, 20Г2Р и 38ХГНМ [5]:

$$\alpha_0 = 0,159 \exp\left(\frac{100}{\theta_k}\right). \quad (8)$$

С учетом образования равновесного состояния поверхностей трения и формулы (8) определим изменение полной внутренней энергии, Дж, по формуле

$$\Delta W = \Delta w V_d = \frac{V_d 0,32 [HV_{\text{равн}} - HV_0]^2}{\left[0,159 \exp\left(\frac{100}{\theta_k}\right)\right]^2} G. \quad (9)$$

После преобразований формулы (9) получим

$$\Delta W = \frac{0,322 V_d [HV_{\text{равн}} - HV_0]^2}{G \exp\left(\frac{200}{\theta_k}\right)}, \quad (10)$$

где $HV_{\text{равн}}$ – равновесная микротвердость поверхностного слоя исследуемой детали на определенной глубине, Па; V_d – объем переупрочненного материала рабочей поверхности детали в процессе работы трибосопряжения, который в результате процесса эксплуатации обуславливает изнашивания рабочей поверхности, м³.

С момента работы узла трения начинается процесс поверхностного разрушения, вызывающий износ контактирующих элементов, при котором происходит трещинообразование в тонких поверхностных слоях материалов, а также взаимное внедрение более мягкого и более твердого материалов элементов, заканчивающийся образованием новых поверхностей элементов с равновесными параметрами микротвердости $HV_{\text{равн}}$ и шероховатости $Rz_{\text{равн}}$ [6]. Поэтому выражение $R = \frac{R_1 R_2}{R_1 + R_2}$ в уравнении (6) можно представить в виде

$$Rz = \frac{Rz_1 Rz_2}{Rz_1 + Rz_2} = \frac{Rz_{\text{равн}}^2}{2 Rz_{\text{равн}}} = \frac{Rz_{\text{равн}}}{2}, \quad (11)$$

где Rz_1 и Rz_2 – значения высоты микронеровностей сопрягающихся поверхностей; $Rz_{\text{равн}}$ – равновесная

шероховатость сопрягающихся поверхностей элементов.

С учетом выражения (11) и специфики образования равновесного состояния поверхностей трения выражение (6) примет вид

$$\gamma_{\text{эф}} = \frac{4F^2}{3\pi Rz_{\text{равн}} \sigma_F}. \quad (12)$$

Работа трения вычисляется по формуле [7]

$$W_{\text{тр}} = f FS_{\text{тр}}, \quad (13)$$

где $W_{\text{тр}}$ – работа трения, Дж; f – коэффициент трения; F – сила взаимодействия элементов пары трения, Н; $S_{\text{тр}}$ – путь трения, м.

Тогда уравнение (2) примет вид

$$f FS_{\text{тр}} = \frac{4F^2}{3\pi Rz_{\text{равн}} \sigma_F} + \int_{\theta_0}^{\theta_k} C \rho d\theta + \Delta W_{\text{т}} + \frac{0,322 V_d [HV_{\text{равн}} - HV_0]^2}{G \exp\left(\frac{200}{\theta_k}\right)}. \quad (14)$$

В формуле (14) величину V_d можно представить в виде произведения площади контакта сопрягающихся поверхностей элементов $A_{\text{т}}$ на глубину переупрочненного слоя в процессе эксплуатации $h_{\text{п}}$:

$$V_d = A_{\text{т}} h_{\text{п}}. \quad (15)$$

Этот слой определяет линейный износ рабочих поверхностей деталей трибосопряжения. Тогда выполним преобразование выражения (14), умножив и разделив формулу для внутренней энергии на силу F :

$$f FS_{\text{тр}} = \frac{4F^2}{3\pi Rz_{\text{равн}} \sigma_F} + \int_{\theta_0}^{\theta_k} C \rho d\theta + \Delta W_{\text{т}} + \frac{0,322 A_{\text{т}} h_{\text{п}} F [HV_{\text{равн}} - HV_0]^2}{FG \exp\left(\frac{200}{\theta_k}\right)}. \quad (16)$$

Разделив правую и левую части выражения (16) на величину произведения $FS_{\text{тр}}$ и принимая во внимание, что выражение $\frac{h_{\text{п}}}{S_{\text{тр}}}$ представляет собой величину

линейной интенсивности изнашивания J_h [8], получим

$$f = \frac{4F}{3\pi Rz_{\text{равн}} \sigma_F S_{\text{тр}}} + \frac{C\rho(\theta_k - \theta_0)}{F S_{\text{тр}}} + \frac{\Delta W_T}{F S_{\text{тр}}} + \frac{0,322 J_h [\text{HV}_{\text{равн}} - \text{HV}_0]^2}{\sigma_F G \exp\left(\frac{200}{\theta_k}\right)}. \quad (17)$$

Степень наклепа в поверхностном слое детали определяется по формуле

$$N = \frac{\text{HV}_i - \text{HV}_0}{\text{HV}_0}. \quad (18)$$

После преобразований с учетом выражения (18) получим

$$J_h = \frac{\sigma_F G \exp\left(\frac{200}{\theta_k}\right)}{0,322 [\text{HV}_0 N_{\text{равн}}]^2} \times \left[f - \frac{4F}{3\pi Rz_{\text{равн}} \sigma_F S_{\text{тр}}} - \frac{C\rho(\theta_k - \theta_0)}{F S_{\text{тр}}} - \frac{\Delta W_T}{F S_{\text{тр}}} \right]. \quad (19)$$

На основе энергетического подхода к проблеме определения взаимосвязи интенсивности изнашивания контактируемых поверхностей деталей машин с параметрами качества поверхностного слоя получено

обобщенное уравнение взаимосвязи линейной интенсивности изнашивания с равновесными параметрами шероховатости и степени наклепа поверхностного слоя деталей машин. Полученное уравнение описывает равновесное состояние поверхностного слоя материала детали контактной пары и может быть использовано для расчета линейной величины интенсивности изнашивания деталей машин, прошедших стадию приработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бутенко В.И. Структура и свойства поверхностного слоя деталей трибосистем. Таганрог: Изд-во ТТИ ЮФУ, 2012. 367 с.
2. Старков В.К. Дислокационные представления о резании металлов. М.: Машиностроение, 2009. 640 с.
3. Крагельский И.В., Михин М.Н. Узлы трения машин. М.: Машиностроение, 1984. 280 с.
4. Прокофьев М.А. Технологическое обеспечение параметров наклепа поверхностного слоя деталей при шлифовании на основе исследования скрытой энергии деформации: дисс. ... канд. техн. наук. Рыбинск. 2006. 198 с.
5. Грешнов В.М., Лавриненко Ю.А., Напалков А.В. Прогнозирование разрушения металлов в процессах холодной пластической деформации. Сообщение 1. Приближенная модель пластической деформации и разрушения металлов // Проблемы прочности. 1999. № 1. С. 76–85.
6. Сулягин А.Н. Влияние параметров качества поверхностного слоя деталей узлов трения на величину их износостойкости // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2007. № 6. С. 46–48.
7. Дроздов Ю.Н., Павлов В.Г., Пучков В.Н. Трение и износ в экстремальных условиях: справочник. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.
8. ГОСТ 27674–88. Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения. Введ. 1988–03–01. М.: Госстандарт России: Изд-во стандартов, 1988. 21 с.



ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ МАШИНОСТРОЕНИЯ УЧЕБНИК

В.Ф. Безъязычный

2013 г. Объем 568 с. Формат 60x88 1/16 Переплет ISBN 978-5-94275-669-7 Цена 1000 р.

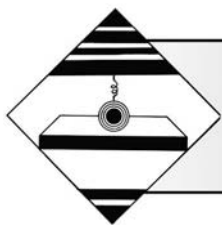


Изложены основы технологии машиностроения в соответствии с программой учебного курса. Даны основные понятия и положения, основы базирования, основы проектирования технологических процессов, общие принципы обработки деталей, причины возникновения погрешностей при механической обработке. Приведены расчет режимов резания, методика выбора способа обработки деталей, основы технического нормирования, пути повышения производительности станочных операций. Показана последовательность проектирования технологических процессов сборки.

Для студентов вузов, обучающихся по направлению подготовки бакалавров и магистров «Конструкторско-технологическое обеспечение».

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Строминский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU



УДК 621.787.6

А.П. Бабичев¹, Н.С. Коваль¹, Д.В. Максимов²,
П.Д. Мотренко¹, А.П. Чучукалов², В.Н. Смирнов¹
(¹Донской государственный технический университет,
²ОАО "Роствертол", г. Ростов-на-Дону)
E-mail: vibrotech@mail.ru

Экспериментальные исследования влияния виброволнового нагружения на изменение состояния материала слоистого пакета металлических образцов

Представлены новые результаты экспериментальных исследований виброволновой обработки с использованием новых форм образцов и схем их нагружения; представленные материалы являются продолжением ранее опубликованных результатов исследований.

Ключевые слова: виброволновая обработка, волноводное устройство, волны деформации, упрочняющая обработка, пакет образцов.

New results of experimental studies of wave vibration treatment using the new forms of the samples and their loading schemes, the submissions are a continuation of the previously published studies.

Keywords: vibrowave processing, waveguide device, the strain wave, strengthening processing, package designs.

Проведен поисковый эксперимент [1, 2] с целью изучения взаимодействия виброволнового нагружения с нижележащими слоями материала, т.е. распространение волн деформации по глубине образца на различных уровнях, расстояниях от лицевой поверхности образца (поверхности, воспринимающие виброволновое нагружение (ВН)). С этой целью образцы 1 призматической формы (рис. 1), изготовленные из сталей 45, 40ХН2МА, 20ХН, устанавливались в специальную оправку 2 и закреплялись с обеспечением плотного прилегания торцевыми поверхностями.

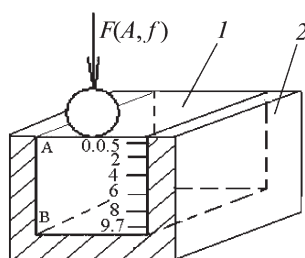


Рис. 1. Схема нагружения образцов в оправке:

1 – образец, сталь 45; 2 – оправка; $F(A, f)$ – виброволновое нагружение, характеризуемое амплитудой A и частотой f колебаний; А, В – поверхности образца, воспринимающие ("лицевая") и не воспринимающие ("тыльная") нагрузку

ВН осуществлялось по открытой боковой поверхности. Обработка пакета набранных в оправку 2 (см. рис. 1) образцов осуществлялась в среде шаров $d = 7...8$ мм из закаленной стали ШХ15 в рабочей камере объемом 10 дм^3 при ВН с параметрами: амплитуда и частота колебаний $A = 3,5 \text{ мм}$, $f = 30 \text{ Гц}$ соответственно; продолжительность обработки составляла 30, 40 и 60 мин; обработка осуществлялась с подачей в рабочую камеру технологической жидкости в виде 5%-ного водного раствора кальцинированной соды.

Изучение результатов виброволнового воздействия проводили путем измерений микротвердости на шести уровнях по шлифам торцев образцов на расстояниях от лицевой поверхности 0,05; 2; 4; 6; 8; 9,7 мм. Результаты измерений представлены в табл. 1.

Дополнительно проведена экспериментальная проверка равномерности состояния материала образца на тех же уровнях при нагружении по торцу образца. Материал, форма и размеры образцов сохранялись прежними, режим и продолжительность ВН составили: $A = 3,5 \text{ мм}$, $f = 30 \text{ Гц}$, $t = 20, 30, 45, 60 \text{ мин}$. Обработке подвергались один образец и пакет из двух образцов, помещенные в оправку (рис. 2) таким образом, что ВН воспринималось только одним торцем образца.

Таблица 1

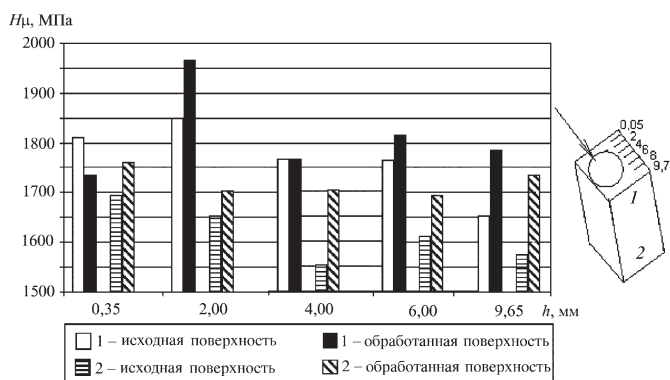
Влияние расположения образцов в оправке и продолжительности виброволнового воздействия на изменение микротвердости H_{μ} поверхностного слоя

Расстояние от грани образца, мм	Микротвердость H_{μ} , МПа		Продолжительность обработки t , мин	Расстояние от грани образца, мм	Микротвердость H_{μ} , МПа		Продолжительность обработки t , мин
	исходная	после обработки			исходная	после обработки	
0,05	1780	1770	30	6,00	1732	1753	45
2,00	1810	1760		8,00	1753	1798	
4,00	1790	1770		9,70	1820	1773	
6,00	1820	1790		0,05	1820	2060	60
8,00	1800	1730		2,00	1720	1880	
9,70	1900	1810		4,00	1770	1920	
0,05	1790	1820	6,00	1718	1899		
2,00	1640	1720	8,00	1789	1942		
4,00	1695	1750	9,70	1951	1963		

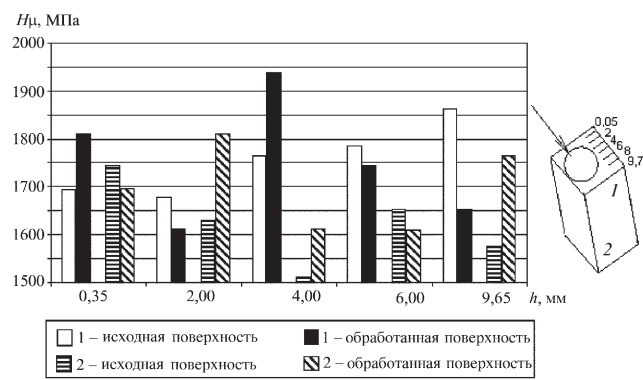
Тем не менее, измерение микротвердости произведено по "лицевой" и по "тыльной" поверхностям. В ранее опубликованных работах отмечается, что воздействие волн деформаций на твердое тело сопровождается изменением его структурного состояния,

рассматривается механизм образования вторичных структур при волновом воздействии.

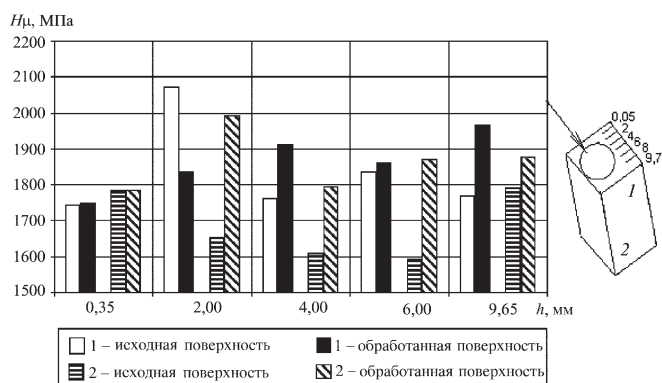
Дополнительная информация, полученная по результатам измерений (табл. 2), также показала изменение состояния материала (H_{μ}) на всех уровнях из-



а)



б)



в)

Рис. 2. Результаты экспериментальных исследований изменения микротвердости "лицевого" (1) и "тыльного" (2) поверхностных слоёв образца, обработанного в оправке в течение:

а – 20; б – 30; в – 60 мин

Таблица 2

Влияние продолжительности виброволнового воздействия на изменение микротвердости H_{μ} поверхностного слоя образца в оправке

Номер поверхности образца	Микротвердость H_{μ} , МПа		Продолжительность обработки t , мин
	исходная	после обработки	
1	1689	1625	30
2	1622	1735	
3	1691	1742	
4	1665	1715	
1	1638	1718	45
2	1679	1652	
3	1682	1654	
4	1628	1787	
1	1661	1806	60
2	1743	1751	
3	1621	1841	
4	1606	1718	

мерения по глубине образца. При этом для каждого периода обработки отмечается изменение H_{μ} относительно исходного состояния.

Как правило, увеличение продолжительности виброволнового нагружения сопровождается повышением H_{μ} . Уместно отметить, что по результатам измерений имеет место разброс значений H_{μ} , что является следствием сложного характера взаимодействия волн деформаций (прохождение прямой и обратной волн, проявление интерференции и т.д.). Для более четкого управления процессом виброволновой обработки, несомненно, потребуются дополнительное изучение и накопление результатов экспериментальных исследований, определение закономерностей и технологического применения в процессах металлообработки [3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бабичев А.П.** Основы вибрационной технологии. Ростов-на-Дону: ДГТУ, 1999. 621 с.
2. **Ганиев Р.Ф.** Колебательные явления в многофазных средах и их использование в технологии. Киев: Техника, 1980. 254 с.
3. **Фортвов В.Е.** Избранные статьи и доклады. Черноголовка: ИПХФ РАН, 2005. 575 с.

УДК 621.791.947

Н.И. Голиков, С.Н. Махарова, М.М. Сидоров

(Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск)

E-mail: sidorovmisha@mail.ru

Влияние ударной обработки на механические свойства сварных соединений стыков труб из низколегированной стали 13Г1С-У*

Исследовано распределение значений микротвердости зон сварных соединений после ударной обработки и влияние ударной обработки на механические характеристики сварного стыкового соединения трубы диаметром 720 мм из низколегированной стали 13Г1С-У.

Ключевые слова: ударная обработка, трубы, низколегированные стали, сварные соединения.

In this study investigate the distribution of values microhardness zones of welded joints after shock treatment and the influence of the shock treatment on the mechanical properties of the welded butt weld pipe diameter of 720 mm of low-alloy steel 13G1C-U.

Keywords: shock processing, pipes, low-alloy steel, weld joints.

Введение

Известно, что при сварке происходит местный разогрев металла источником тепла. Образование высоких температур и последующее интенсивное охлажде-

ние сопровождаются изменением объема металла вследствие фазовых превращений, изменением структуры, а также упругопластических деформаций, создающих в изделиях собственные напряжения и изменения формы [1]. При этом происходит изменение механических характеристик сварных соединений относительно основного металла, наблюдается уменьшение уровней предела выносливости, пластических свойств (относительного удлинения и сужения), а так-

*Работа выполнена при финансовой поддержке программ фундаментальных исследований ОЭММПУ РАН № 2162 (в рамках фундаментальных проектов институтов СО РАН в программах специализированных отделений РАН в 2013 г.)

же ударной вязкости зон металла шва (ЗМШ) и термического влияния (ЗТВ). Возникают значительные остаточные сварочные напряжения, достигающие предела текучести основного металла. В целом эти изменения снижают надежность и долговечность сварных конструкций, особенно при наличии дефектов сварных соединений, а также при эксплуатации в условиях низких климатических температур [2, 3].

В связи с этим в целях повышения прочностных характеристик сварных соединений применяются различные способы послесварочной обработки. В работах [4–7] представлены различные методы поверхностного упрочнения, которые могут повысить механические свойства и снизить остаточные напряжения сварных соединений. Одним из таких методов является ударная обработка (УО).

В работе проведен подбор режима и оценка влияния ударной обработки на механические свойства сварных соединений из низколегированной стали марки 13Г1С-У.

Методика проведения исследований

Для обработки поверхности сварных соединений применен технологический комплекс, состоящий из ультразвукового генератора УЗГТ 0,5/27 с технологической оснасткой типа "Шмель", разработанной в Институте физики, прочности и материаловедения СО РАН (ИФПМ СО РАН), г. Томск. В основу технологического комплекса входит ударное воздействие мощностью до 500 Вт и введение низкочастотного ультразвука 23...29 кГц оснасткой, состоящей из магнитострикционного преобразователя, на обрабатываемый материал с целью поверхностного пластического деформирования материала.

Ударную обработку проводили вдоль корневого шва (рис. 1) шириной до 30 мм по способу, предложенному в патенте № 2444423 [8].

Подбор режима обработки проведен анализом распределения микротвердости обработанных образцов, изготовленных из кольцевых стыковых сварных

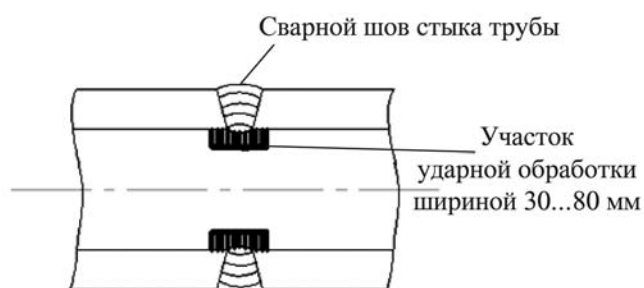


Рис. 1. Схема проведения ударной обработки

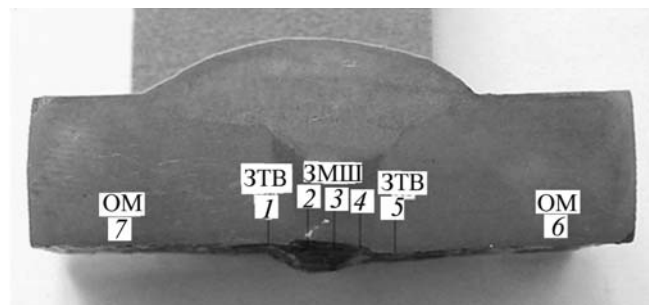


Рис. 2. Схема измерения микротвердости

соединений труб диаметром 720 мм с толщиной стенки 8 мм стали 13Г1С-У класса прочности К55, применяемых при строительстве газопроводов в условиях Севера. Подготовку шлифов для исследований выполняли по стандартной методике.

Сварные соединения кольцевых стыков труб выполнены ручной дуговой сваркой покрытыми электродами в 3 слоя: для корневого шва – электрод марки LB-52U Ø 2,6 мм, для заполняющего и облицовочного швов – электрод ОК74 Ø3,2 мм. Режим сварки для корневого, заполняющего, облицовочного швов: сварочный ток 80...130; 100...130; 90...130 А, напряжение на дуге – 30...35; 30...38; 30...48 В; скорость сварки – 8,69; 7,93; 5,93 м/ч соответственно.

Режимы УО исследованных образцов показаны ниже:

Номер образца	1	2	3	4
Мощность, Вт	исходная	350	420	500

Измерение микротвердости зон сварного соединения в исходном состоянии и после УО при различных параметрах мощности проведено на твердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,5 Н (50 г). Число измерений – 5 отпечатков, нанесенных вертикально по сечению ЗМШ, с двух сторон ЗТВ и по основному металлу (ОМ) со стороны корневого шва. Расстояние от края до первого отпечатка от 60 до 105 мкм, между отпечатками 90 мкм. Максимальная глубина измерения 550 мкм (рис. 2).

При УО происходит наклеп поверхности сварных соединений, что может отразиться на их пластических свойствах. В связи с этим проведены механические испытания на статическое растяжение исходных и подвергнутых УО образцов. А также рассмотрено влияние на механические свойства наклепанного слоя после дополнительного циклического нагружения. Для этого были изготовлены плоские лопаточные образцы по чертежу, представленному на рис. 3.

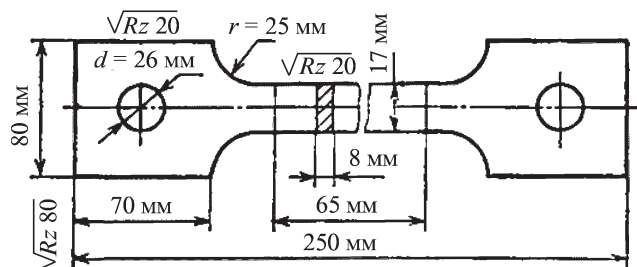


Рис. 3. Плоский образец для циклических испытаний

Циклическое деформирование образцов проводилось на сервогидравлической машине "Instron 8802" при постоянно заданном уровне нагрузки с отнулевой характеристикой цикла. Максимально заданная нагрузка на испытываемые образцы $0,8\sigma_T$, число циклов – 10 000.

Статическое растяжение образцов для определения механических характеристик сварного соединения проведено на универсальной испытательной машине "ZWICK/ROELL Z600" с экстензометрами при температуре +20 °С.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 4 показаны результаты измерений средних значений микротвердости зон сварного соединения пробы при разной мощности воздействия УО. Из графика видно, что в исходном состоянии неравномерное распределение микротвердости минимально,

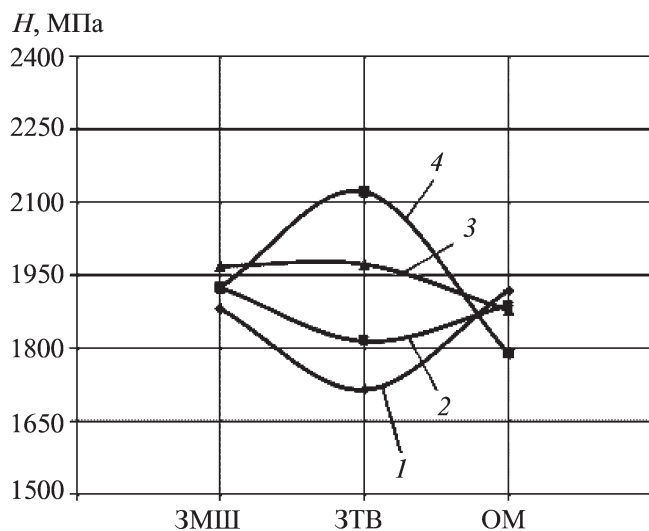


Рис. 4. Усредненные значения микротвердости исходного и подвергнутых УО образцов при разной мощности воздействия со стороны корневого шва:

1 – исходный; 2 – УО 350 Вт; 3 – УО 420 Вт; 4 – УО 500 Вт

в ЗТВ среднее значение составляет 1714 МПа. После проведения УО происходит повышение значений микротвердости в ЗТВ. Наиболее высокие средние значения микротвердости, 2122 МПа, соответствуют ЗТВ при мощности УО 500 Вт. В зоне шва и основного металла разброс средних значений микротвердости находится в диапазоне 88...131 МПа. При обработке мощностью 420 Вт наблюдаются наиболее равномерные распределения значений микротвердости по зонам сварного соединения: ЗМШ – 1969 МПа, ЗТВ – 1976 МПа, ОМ – 1878 МПа соответственно.

Таким образом, наиболее предпочтительно производить УО мощностью 420 Вт, которая обеспечивает равномерное распределение микротвердости по зонам сварных соединений стали марки 13Г1С-У.

В таблице представлены средние значения механических характеристик, полученные одноосным статическим растяжением лопаточных образцов в исходном состоянии и после УО мощностью 420 Вт. По результатам испытаний можно отметить, что наведенный поверхностный наклеп после УО не приводит к уменьшению значений относительного удлинения (δ). Значения пределов текучести (σ_T) и прочности (σ_B) образцов в исходном состоянии и с обработкой практически одинаковы. Образование шейки и разрушение образцов сварных соединений происходило во всех случаях по основному металлу.

Ранее нами [9, 10] было показано повышение значений ударной вязкости и наведение сжимающих напряжений в зонах сварного соединения труб обработкой по способу, предложенному в патенте [8]. Далее

Результаты механических испытаний образцов

Образец	Средние значения механических характеристик		
	Предел текучести σ_T , МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %
Исходный	420	556	18,42
УО без циклического нагружения	422	565	18,46
Исходный после циклического нагружения	411	553	18,54
УО после циклического нагружения	420	569	18,44

нами исследовано возможное влияние наведенного наклепа после УО на изменение механических характеристик сварных соединений при циклических нагрузках. Количество циклов нагружений выбрано из соображений, что трубопроводы в процессе эксплуатации испытывают $0,8 \dots 1,4 \cdot 10^4$ циклов [11]. Из результатов испытаний следует, что механические свойства сварных соединений, подвергнутых циклическим нагрузкам, практически не меняются и соизмеримы с характеристиками образцов без циклических нагрузок. Таким образом, механические свойства (σ_T , σ_B , δ) сварных соединений труб не меняются после УО, а также наклепанный поверхностный слой не способствует их изменению в процессе циклического деформирования.

Выводы

1. Установлено, что при УО мощностью 420 Вт наблюдаются наиболее равномерные распределения значений микротвердости по зонам сварного соединения трубы из низколегированной стали марки 13Г1С-У.

2. Выявлено, что УО мощностью 420 Вт не приводит к изменению σ_T , σ_B и δ сварных соединений, а также наклепанный поверхностный слой не способствует их изменению в процессе циклического деформирования. Таким образом, данный режим ударной обработки может быть рекомендован для повышения прочности сварных соединений низколегированной марки стали 13Г1С-У.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Винокуров В.А., Куркин С.А., Николаев Г.А.** Сварные конструкции. Механика разрушения и критерии работоспособности / Под ред. Б.Е. Патона. М.: Машиностроение, 1996. 576 с.

2. **Голиков Н.И., Аммосов А.П.** Прочность сварных соединений резервуаров и трубопроводов, эксплуатирующихся

в условиях Севера: монография. Якутск: Изд-во СВФУ, 2012. 232 с.

3. **Труфьяков В.И.** Прочность сварных соединений при переменных нагрузках. Киев: Наукова думка, 1990. 256 с.

4. **Панин В.Е., Каблов Е.Н., Плешанов В.С. и др.** Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 // Физическая мезомеханика. 2006. № 2. С. 85–96.

5. **Аммосов А.П., Яковлева С.П., Голиков Н.И. и др.** Перераспределение остаточных напряжений при взрывной обработке кольцевых сварных соединений магистрального трубопровода // Сварочное производство. 1997. № 1. С. 13–15.

6. **Зарипов М.З., Ибрагимов И.Г. и др.** Исследование влияния вибрационных и ультразвуковых колебаний в процессе сварки на свойства сварных соединений нефтегазового оборудования из стали 12Х18Н10Т // Нефтегазовое дело. 2010. № 2. С. 1–12.

7. **Лашенко Г.И.** Энергосберегающие технологии снижения остаточных напряжений в сварных конструкциях // Сварщик в России. 2006. № 1. С. 15–19.

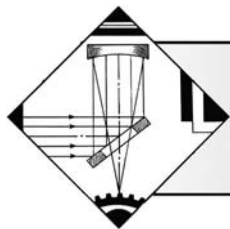
8. **Пат. 244423 RU.** Способ снятия остаточных сварочных напряжений в сварных соединениях стыков труб / М.М. Сидоров, Н.И. Голиков, А.П. Аммосов. Заявка 2010131323 28.10.11.

9. **Голиков Н.И., Сидоров М.М.** Влияние ультразвуковой ударной обработки на ударную вязкость сварных соединений труб, изготовленных из сталей 09Г2С и 13Г1С-У // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 7. С. 3–6.

10. **Голиков Н.И., Сидоров М.М.** Перераспределение остаточных сварочных напряжений при ультразвуковой ударной обработке сварных соединений стыков // Сварочное производство. 2011. № 5. С. 3–6.

11. **Пермяков В.Н.** Предельные состояния, прочность и ресурс сосудов и трубопроводов при штатных и аварийных ситуациях. Автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 01.02.06, 2001. 56 с.





ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.791.927:620.172/178.2:620.186

И.М. Полетика¹, М.В. Тетюцкая¹, С.А. Макаров¹,
Т.А. Крылова¹, М.Г. Голковский², М.А. Балушкина³

(¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук (ИФПМ СО РАН), г. Томск;

²Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера
Сибирского отделения Российской академии наук (ИЯФ СО РАН), г. Новосибирск;

³Томский политехнический университет (ТПУ), г. Томск
E-mail: poletika@list.ru

Формирование покрытий вневакуумной электронно-лучевой наплавкой карбидом вольфрама с последующим модифицированием наплавленного слоя

Получены наплавкой на ускорителе ЭЛВ-6 порошка карбида вольфрама на низкоуглеродистую сталь покрытия с повышенной твердостью, но низкой износостойкостью. Стойкость против абразивного износа увеличили изменением состава наплавочной смеси путем введения в нее никеля и карбида титана в качестве модификатора. Износостойкость повысилась за счет аустенизации и формирования дисперсной структуры наплавленного слоя.

Ключевые слова: релятивистские электроны, наплавка, структура, твердость, износостойкость, введение модификаторов.

ELV-6 accelerator has been used to clad tungsten carbide coatings on low carbon steel substrates. In spite of their high hardness these coatings demonstrated low abrasive wear resistance. To improve their endurance the powder mixture composition has been changed by admixing nickel and titanium carbide for structural modification of the coatings. The wear resistance has improved due to austenitisation and fineness of the clad metal structure.

Keywords: relativistic electron beam; surfacing; structure, hardness, wear resistant, doping of modifying agent.

Введение

Абразивный износ поверхностей деталей многих машин и механизмов при эксплуатации существенно снижает срок их службы. Для восстановления и упрочнения деталей широко применяется метод электродуговой наплавки [1–3]. С этой же целью может быть использован метод электронно-лучевой наплавки на ускорителе электронов, разработанный ИЯФ СО РАН совместно с ИФПМ СО РАН [4–8], который характеризуется высоким качеством получаемых покрытий и простотой введения легирующих элементов. В практике электродуговой наплавки высокая твердость и удовлетворительная стойкость против абразивного износа с умеренными ударами или без них достигаются при наплавке карбидом вольфрама [2, 3].

Для улучшения структуры и свойств наплавленных вольфрамом покрытий используют введение дополнительных легирующих элементов [2]. Так, в со-

став наплавочных смесей, проволоки и других наплавочных материалов вводят никель, кобальт, небольшие добавки соединений тугоплавких металлов и др. Влияние дополнительного легирования наплавленных вольфрамом покрытий на структуру и свойства слоев при электронно-лучевой вневакуумной наплавке практически не изучено и требуется постановка специального систематического исследования в этом направлении. В работе для повышения износостойкости покрытий, наплавленных карбидом вольфрама, в наплавочные смеси вводили никель для аустенизации структуры и карбид титана в качестве модификатора для формирования однородной дисперсной структуры.

Материалы и методика исследования

Первоначально на низкоуглеродистую сталь наплавливали порошок карбида вольфрама WC. Слой порошка толщиной в 1 мм плотностью насыпки

0,45 г/см² наносили на поверхность образца перед обработкой. Энергия электронов U составляла 1,4 МэВ, ток пучка I менялся в пределах 27...51 мА, скорость обработки v была 2,5; 1,6; 1,0 см/с. Во второй серии опытов при той же энергии электронов для наплавки использовали смесь порошков WC+Ni+TiC при их относительном содержании 6:3:1. Ток пучка I равнялся 40 мА, скорость обработки v – 2,0; 1,8; 1,65; 1,55; 1,45 см/с. Для защиты от влияния окружающей среды в наплавочные смеси в обоих случаях вводили флюс MgF₂. Для увеличения площади наплавляемой поверхности пучок сканировался с шириной магнитной развертки $l = 5$ см. В процессе облучения расплавленный поверхностный слой усваивал порошки легирующих компонентов, которые полностью растворялись в расплаве и при затвердевании кристаллизовались в виде новых соединений.

Структуру покрытий исследовали на металлографическом микроскопе "Neophot" на полированных шлифах, протравленных раствором кислот: 20 мл HNO₃ и 100 мл HCl. Для проведения структурных исследований при наплавке смесью WC+Ni+TiC поперечные шлифы наплавленных слоев травили 4%-ным раствором HNO₃. Фазовый состав покрытий определяли методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре "ДРОН-2М". Измеряли распределение микротвердости по глубине слоя (d) на приборе ПМТ-3 и находили ее среднее значение в покрытии H_{μ}^{cp} . Проводили испытания на абразивную износостойкость по ГОСТ 23.208–79.

Результаты исследований и их обсуждение

После наплавки карбида вольфрама на поверхности образцов стали Ст3 образуются слои толщиной 1,5...3,0 мм. Распределение микротвердости в поперечных срезах носит характер локальных колебаний, что связано с гетерофазностью образующейся струк-

туры (рис. 1). По данным рентгеноструктурного фазового анализа в структуре покрытий присутствует α -железо (мартенсит), незначительное количество γ -железа (аустенит), соединение Fe₃W₃C, некоторое количество карбидов WC, W₂C, W₂₃C₆.

Средние значения микротвердости H_{μ}^{cp} в наплавленных слоях, определенные из 120...150 измерений, приведены на рис. 2, *а* (кривая 1), а значения коэффициентов износостойкости $K_{из}$, определенные из 10...15 измерений при проведении испытаний на абразивный износ, изображены на рис. 2, *б* (кривая 1) в зависимости от удельной поверхностной энергии излучения E [1]

$$E = \frac{UI}{vl} \quad (1)$$

Следует отметить, что в данном разделе работы плотность энергии излучения обозначена буквой E , в отличие от других разделов работы, где она отмечена буквой W . Это сделано для того, чтобы не путать энергию W с химическим элементом W – вольфрамом.

Из рис. 2, *а* видно, что с ростом плотности энергии излучения средние значения микротвердости в слое уменьшаются. Падение твердости по Виккерсу при увеличении E связано с изменением одновременно двух параметров – средней концентрации легирующих элементов в покрытии и скорости охлаждения расплавленного металла. С ростом E переплавляется все более глубокий слой, что приводит к уменьшению в нем среднего содержания W и C и сдвигу влево на диаграмме состояний железо–углерод. Одновременно уменьшается скорость охлаждения расплава ω (по формуле 2 [1]), происходит переход от менее равновесной структуры к более равновесной:

$$\omega = \frac{2\pi\lambda(T - T_0)^2}{E} \quad (2)$$

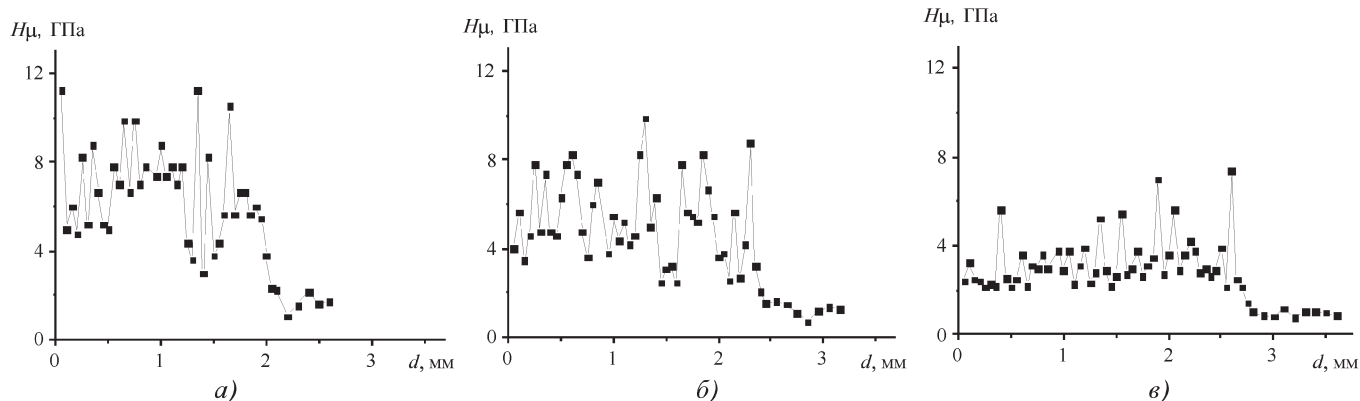


Рис. 1. Влияние плотности энергии излучения на распределение микротвердости в наплавленном слое с карбидом вольфрама: *а* – $E = 5,68$ кДж/см²; *б* – $E = 6,42$ кДж/см²; *в* – $E = 7,84$ кДж/см²

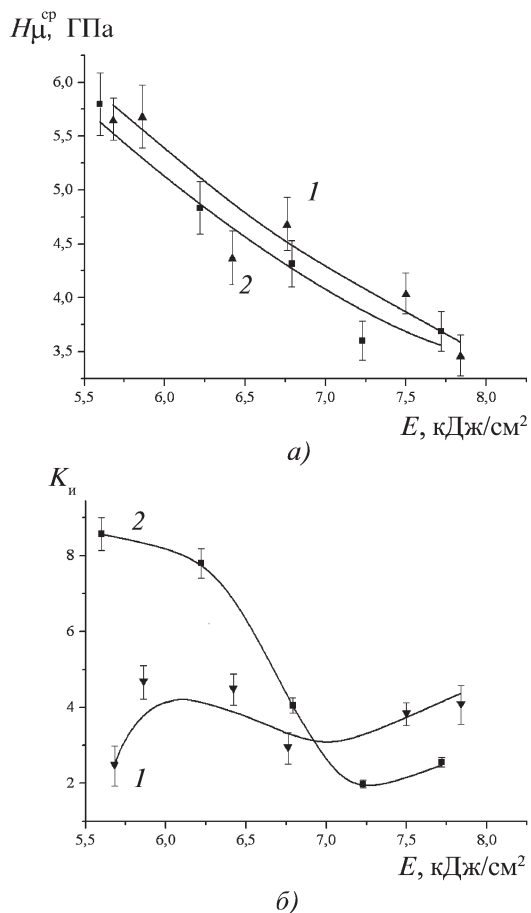


Рис. 2. Зависимость микротвердости (а) и износостойкости (б) от плотности энергии излучения:

1 – наплавка WC; 2 – наплавка смеси WC+TiC+Ni

где T – температура в зоне действия источника; T_0 – начальная температура подложки; λ – коэффициент теплопроводности.

При этом в слое наплавки образуется целый спектр структур. При малых значениях E структура слоя доэвтектическая, закаленная на мартенсит (рис. 3, а).

С увеличением E мартенситная структура сменяется сначала мартенситно-бейнитной (рис. 3, б), а затем ферритно-мартенситной (рис. 3, в).

Структура слоя определяет его износостойкость. Появление твердых, но хрупких мартенситной и бейнитной составляющих в структуре обуславливает низкие значения износостойкости (см. рис. 2, б, кривая 1). Известно [2], что при абразивном изнашивании твердые частицы абразива действуют на металл как множество режущих инструментов. Хрупкие структуры мартенсита и бейнита прорезаются абразивными частицами. Возникают микротрещины, что является началом разрушения. Кроме того, в хрупких мартенситной и бейнитной матрицах создаются благоприятные условия для выкрашивания карбидов.

Выделение мягкой ферритной фазы в основе слоя обеспечивает снижение как твердости, так и износостойкости (см. рис. 2, а, б, кривые 1). Феррит – самая мягкая фаза в стали, которая хуже других сопротивляется разрушению (срезанию) частицами абразива и плохо удерживает карбидные частицы, от наличия которых в значительной степени зависит износостойкость.

Распределение микротвердости в наплавленных слоях при введении в наплавочную смесь никеля и карбида титана в качестве модификатора приведено на рис. 4. При такой же толщине наплавленного слоя, как и в предыдущем случае (1,5...3 мм), средняя микротвердость покрытий несколько уменьшается (см. рис. 2, а кривая 2). Значения микротвердости уменьшаются с увеличением плотности энергии излучения E . Износостойкость же, наоборот, существенно возрастает в интервале энергий (5,6...6,8 кДж/см²) (см. рис. 2, б, кривая 2).

При $E = 5,6...6,8$ кДж/см² фиксируется значительное количество γ -железа, небольшое количество α -железа, карбид вольфрама Fe_3W_3C и карбид титана TiC. Причем интенсивность линий γ -железа намного пре-

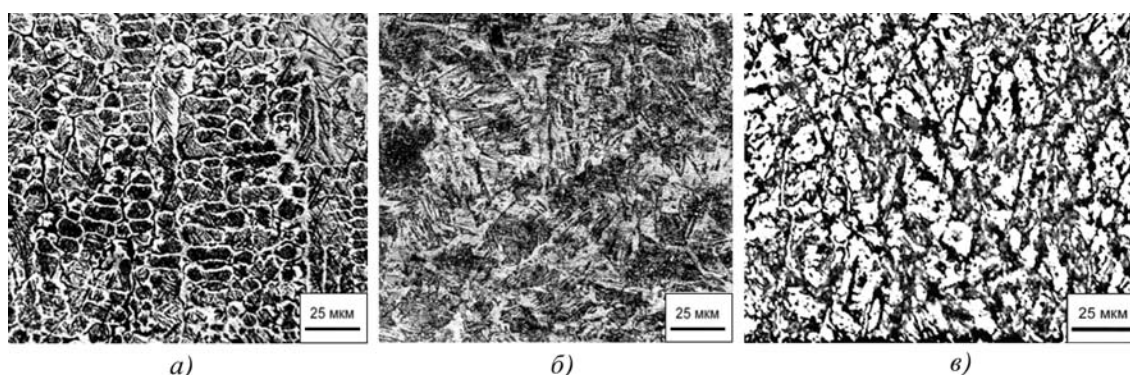


Рис. 3. Структура слоя, наплавленного карбидом вольфрама, при: а – $E = 5,68$ кДж/см²; б – $E = 6,42$ кДж/см²; в – $E = 7,84$ кДж/см²

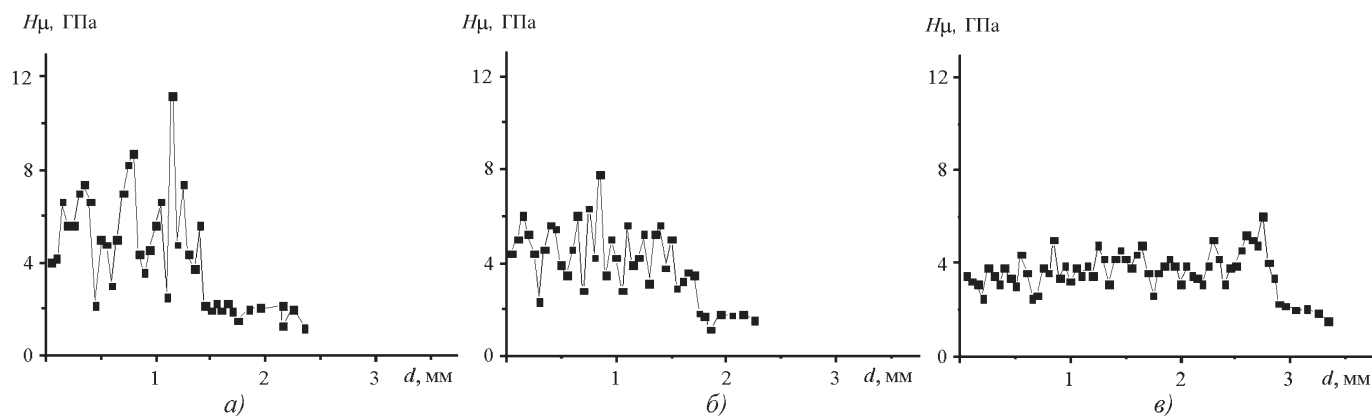


Рис. 4. Распределение микротвердости в наплавленном слое с никелем и карбидом титана при:
 а – $E = 5,68 \text{ кДж/см}^2$; б – $E = 6,42 \text{ кДж/см}^2$; в – $E = 7,84 \text{ кДж/см}^2$

вышает интенсивность линий α -железа, что свидетельствует об образовании аустенитно-мартенситной структуры с большой объемной долей аустенитной фазы и малой объемной долей мартенситной фазы. Соединения никеля, как химически малоактивного элемента, не выявляются. Очевидно, весь никель находится в твердом растворе.

С увеличением плотности энергии E интенсивность линий γ -железа, карбидов вольфрама и титана на рентгенограммах уменьшается, а интенсивность линий α -железа (мартенсита) увеличивается. Это свидетельствует об уменьшении объемной доли аустенитной фазы. Наблюдаемое явление связано с увеличением толщины наплавленного слоя и с уменьшением в нем средней концентрации легирующих элементов, в том числе и никеля, который стабилизирует аустенит. Соответственно, при больших значениях E твердость и износостойкость уменьшаются (см. рис. 2, а, б, кривые 2).

Важной особенностью сформированных покрытий является то, что в них происходит сильное измельчение

структуры. На микрофотографиях наплавленных слоев наблюдается существенное уменьшение размера зерна (рис. 5). Это связано с тем, что при введении в наплавочную смесь в качестве модификатора карбида титана в расплавленном слое выделяется множество новых центров кристаллизации в виде дисперсных частиц TiC подобно тому, как это происходит при литье стали, куда эти частицы добавляются специально. Высокодисперсные частицы TiC, обладающие высокой температурой плавления ($3180 \text{ }^\circ\text{C}$), первыми выпадают из расплава и не только служат множественными центрами кристаллизации, но и препятствуют росту аустенитного зерна, что обеспечивает формирование ультрадисперсной структуры (рис. 5, а, б). Кроме того, высокие скорости охлаждения при закалке в области существования твердой фазы способствуют образованию ультрадисперсного пакетного мартенсита.

Структура слоя, наплавленного смесью карбида вольфрама с карбидом титана и никелем, дает все же несколько меньшие значения твердости, чем структура слоя, наплавленного одним карбидом вольфрама (см.

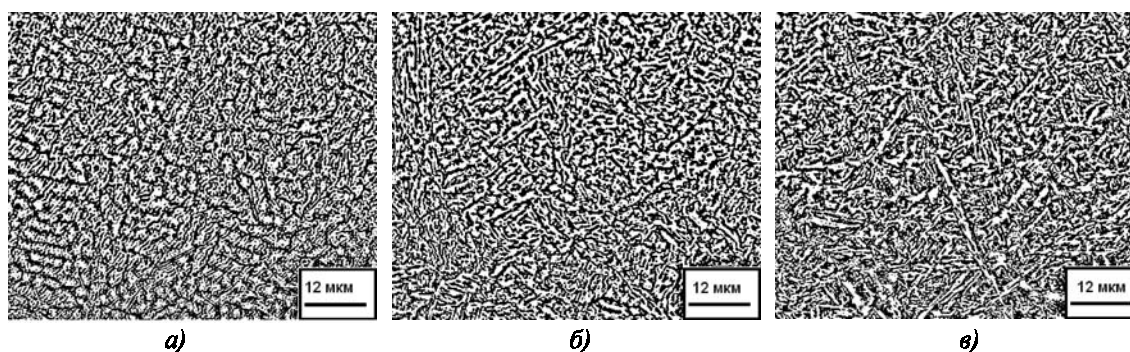


Рис. 5. Структура слоя, наплавленного смесью WC+TiC+Ni при:
 а – $E = 5,68 \text{ кДж/см}^2$; б – $E = 6,42 \text{ кДж/см}^2$; в – $E = 7,84 \text{ кДж/см}^2$

рис. 2, а). Зато износостойкость в интервале значений удельной энергии излучения $E = 5,6 \dots 6,8$ кДж/см² и глубине слоя, не превышающей 2,5 мм, существенно возрастает (рис. 2, б кривая 2). Это происходит за счет избавления от хрупких мартенситной и бейнитной фаз, аустенизации наплавленного слоя и формирования гораздо более дисперсной и однородной структуры, упрочненной карбидами.

При значениях плотности энергии излучения E выше 6,8 кДж/см² дисперсность структуры как зеренной, так и мартенситной, уменьшается (рис. 5, в). Согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа в слое сохраняется аустенитно-мартенситная структура. При этом интенсивность линий α -железа возрастает по сравнению с интенсивностью линий γ -железа, что свидетельствует об уменьшении объемной доли аустенита. Интенсивность линий карбидов вольфрама и титана на рентгенограммах заметно уменьшается.

Наблюдаемые структурно-фазовые превращения связаны с увеличением толщины наплавленного слоя и с уменьшением в нем средней концентрации легирующих элементов. Так, снижение объемной доли аустенита связано с уменьшением содержания никеля в слое. Увеличение размеров аустенитно-мартенситных зерен обусловлено уменьшением количества выделений карбидной фазы TiC. Увеличение размеров пакетов мартенсита вызвано снижением скорости охлаждения в твердом состоянии. Все это приводит к падению износостойкости (рис. 2, б кривая 2).

Выводы

1. Электронно-лучевой вневакуумной наплавкой карбида вольфрама на низкоуглеродистую сталь получены слои толщиной 1,5...3 мм, обладающие повышенной твердостью, но низкой износостойкостью, что связано с образованием в их основе хрупких мартенситной и мартенситно-бейнитной структур при плотности энергии излучения < 7 кДж/см² и мартенситно-ферритной структуры, содержащей хрупкую мартенситную и легко изнашиваемую ферритную фазу, при $E > 7$ кДж/см².

2. Введение в наплавочную смесь никеля и карбида титана при глубине наплавленного слоя, не превышающей 2,5 мм ($E < 7$ кДж/см²), приводит к существенному приросту износостойкости при незначительном уменьшении твердости. Наблюдаемый эффект связан со способностью никеля стабилизировать износостойкую фазу — аустенит с выпадением множества дисперсных выделений TiC, приводящих к формированию ультрадисперсной однородной структуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Фролов В.В.** Теория сварочных процессов. М.: Высшая школа, 1988. 559 с.
2. **Влияние** режима сварки на структуру, распределение твердости и механических свойств сварных соединений паропроводов / Н.Ю. Сараев, И.М. Полетика, А.В. Козлов, Н.В. Кирилова, И.В. Никонова, А.Е. Салько // Сварочное производство. 2002. № 2. С. 3–8.
3. **Хасуи А., Моригаки О.** Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.
4. **Скринский А.Н., Мизин В.Г., Фоминский Л.П. и др.** Высокопроизводительная наплавка и оплавление порошковых покрытий пучком релятивистских электронов // ДАН СССР. 1985. Т. 283. № 4. С. 865–869.
5. **Особенности** формирования структуры и свойств поверхностного слоя стали при облучении пучком релятивистских электронов / И.М. Полетика, М.Д. Борисов, Г.В. Краев, А.Ф. Вайсман, М.Г. Голковский // МиТОМ. 1997. № 4. С. 13–16.
6. **Формирование** упрочняющих покрытий методом наплавки в пучке релятивистских электронов / И.М. Полетика, М.Г. Голковский, М.Д. Борисов, Р.А. Салимов, М.В. Перовская // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 5. С. 29–41.
7. **Структура** и свойства хромсодержащих покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки в атмосфере / И.М. Полетика, М.Г. Голковский, Т.А. Крылова, М.В. Перовская // МиТОМ. 2009. № 3. С. 15–22.
8. **Полетика И.М., Крылова Т.А., Макаров С.А.** Использование электронно-лучевой обработки для создания упрочняющих покрытий // Известия Томского политехнического университета. 2011. Т. 319. № 2. С. 94–98.



УДК 621.515

Р.Н. Сайфуллин (ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии, г. Москва),
 А.Ф. Зарипов (ВПО "Башкирский государственный аграрный университет", г. Уфа)
 E-mail: riledin@mail.ru

Получение порошковых покрытий на малоразмерных деталях электроконтактной приваркой

Приведены особенности получения порошковых покрытий на малоразмерных автотракторных деталях электроконтактной приваркой (ЭКП) и результаты практического применения технологии ЭКП ферромагнитного порошка.

Ключевые слова: электроконтактная приварка, порошковые материалы, восстановление деталей.

Peculiarities of obtaining spare parts by electro-contact welding and the results of practical use of ferromagnetic powder electro-contact welding technology are listed.

Keywords: electro-contact welding, restoration of details, powder coatings.

В настоящее время вопрос о совершенствовании методов продления ресурса деталей машин путем применения различных способов восстановления и упрочнения является актуальным. Особое внимание уделяется восстановлению дорогостоящих малоразмерных деталей, так как стоимость некоторых из них превышает 1000 руб. за штуку, например ротор турбокомпрессора, промежуточный вал цепи ГРМ, гидравлический толкатель клапана и др. (рис. 1).

На сегодняшний день известно множество способов восстановления и упрочнения изношенных деталей, при этом большая их часть не применима к восстановлению малоразмерных деталей. Например, у методов восстановления деталей напылением или полимерными материалами недостаточная прочность сцепления, восстановление малоразмерных деталей методами наплавки (под слоем флюса, в среде защитных газов, индукционная, газовая) не применимо в связи с высокими термическими деформациями изделия. Лазерные, ионно-плазменные, электронно-лучевые технологии – дорогостоящие, поэтому наиболее подходящие методы восстановления таких деталей – термомеханические. Одним из таких способов восстановления, оказывающим небольшое термическое влияние, является ЭКП.

ЭКП – это эффективный, высокопроизводительный способ восстановления и упрочнения как изношенных, так и новых деталей, позволяющий приваривать присадочные материалы на детали различной формы, с различными физико-механическими свойствами. Толщину наносимого слоя можно регулировать в пределах 0,2...1,0 мм, зона термического влияния не превышает 0,5 мм, припуск на механическую обработку – 0,2...0,5 мм. Также электроконтактные

способы восстановления деталей имеют низкую энергоемкость процесса, характеризуются отсутствием мощного светового излучения и газовыделений, позволяют снизить потери присадочного материала, сохранить первоначальные свойства материала детали при высокой прочности сцепления получаемого покрытия с основным металлом детали. Причем для получения покрытий ЭКП можно использовать

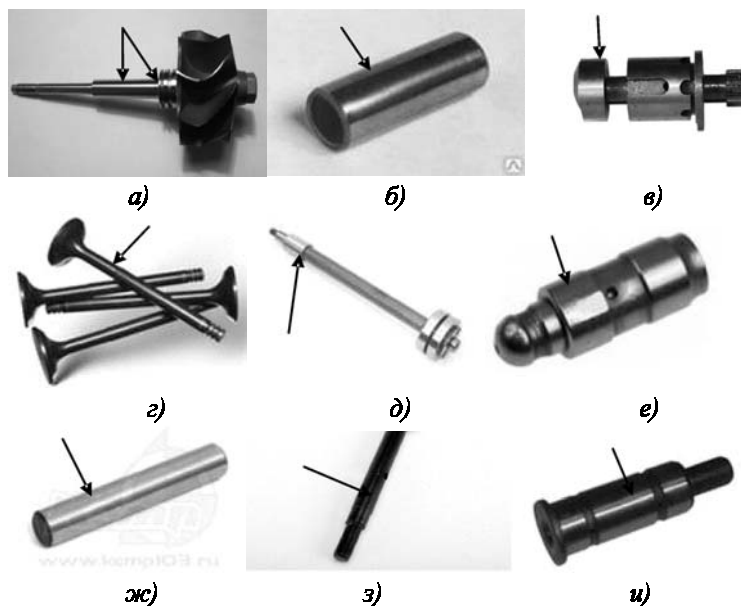


Рис. 1. Детали с износами на малых диаметрах, которые возможно восстановить ЭКП порошковых материалов (стрелками указаны места износа):

а – опорные шейки вала ротора турбокомпрессора; б – поршневые пальцы ДВС малогабаритной техники; в – золотник механизма переключения передач; г – направляющая клапана; д – промежуточный вал цепи ГРМ; е – толкатель клапана; ж – ось шестерни заднего хода; з – входной шпиндель; и – промежуточный вал

Режимы ЭКП присадочных материалов для стального вала $\varnothing 30$ мм

Режим ЭКП	Усилие роликовых электродов F , кН	Сварочный ток I , кА	Продолжительность импульса тока $t_{имп}$, с	Продолжительность паузы $t_{п}$, с
Порошок (ФБХ6-2)	1,0	6,5	0,06	0,1
Проволока (сталь 50)	1,1	8,0	0,06	0,1
Стальная лента (сталь 50)	1,2	9,5	0,06	0,1

стальные ленты, проволоки и порошки, последние при этом могут быть как однокомпонентными, так и многокомпонентными и состоять из различных металлических и неметаллических компонентов [1].

На сегодняшний день ЭКП стальной ленты восстанавливают в основном коленчатые валы и опорные шейки валов под подшипники скольжения, но практически не применяют для изделий небольшого диаметра, например представленных на рис. 1. Это

связано с тем, что при ЭКП стальной ленты или проволоки на изделия диаметром менее 15 мм последние могут деформироваться от давления роликовых электродов и термического влияния в зоне приварки. Для восстановления малоразмерных деталей ЭКП наиболее подходящим присадочным материалом будут порошковые материалы, так как при их ЭКП зона термического влияния гораздо меньше [2]. Данный вывод также вытекает из таблицы, в которой представлены режимы ЭКП, обеспечивающие прочность сцепления покрытия не менее 100 МПа.

Из таблицы видно, что при ЭКП стальной ленты и проволоки сила тока, необходимая для качественной приварки проволоки и ленты, выше по сравнению с ЭКП порошковых материалов на 19 и 32 % соответственно, что вызывает более высокие температуры в зоне приварки и, как следствие, повышенные деформации изделия.

Для осуществления ЭКП порошков можно использовать различные способы, представленные в работе [1]. Однако для практической реализации способа без использования дополнительных дорогостоящих устройств и приспособлений предлагается устройство, представленное на рис. 2.

Приварка осуществлялась на установке 01-11.022М следующим образом. Механизм вращения приводит во вращение восстанавливаемую деталь 1, а роликовый электрод 2 посредством механизма нагружения прижимается к детали 1 и за счет силы трения вращается. Кроме того, роликовый электрод 2 имеет возможность перемещения вдоль детали 1. Ферромагнитный порошок 6 поступает из бункера 7 к выходному отверстию и притягивается постоянными магнитами 5, которые, в свою очередь, расположены между двумя стальными пластинами 4. Пластины 4 закреплены на втулке 8, которая имеет возможность свободного перемещения вдоль детали 1. Стальная пластина 4,

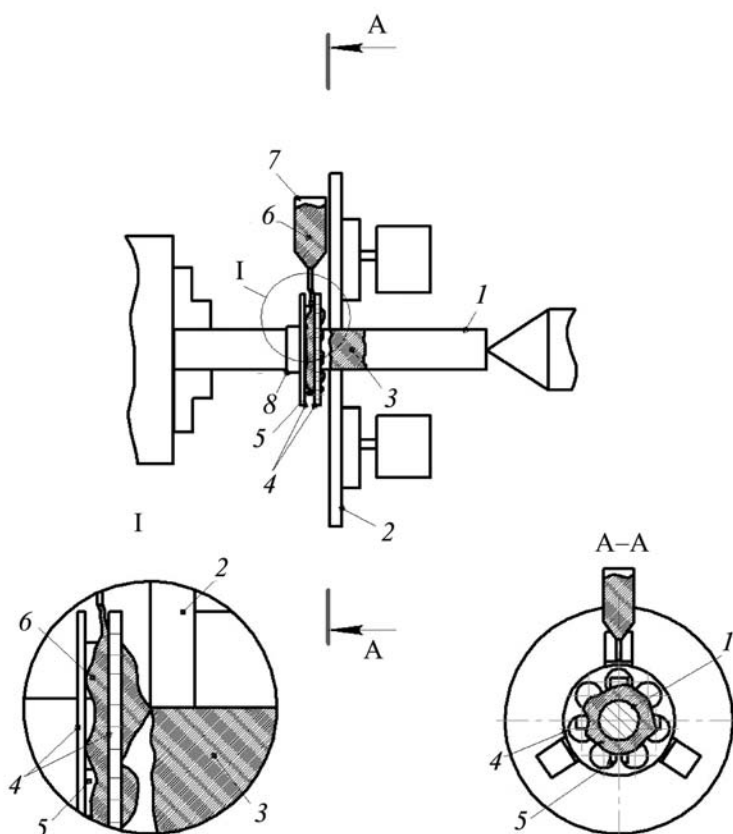
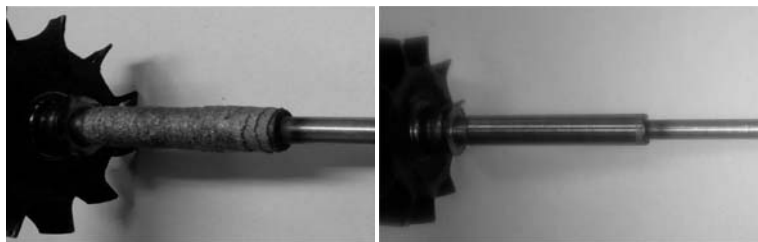


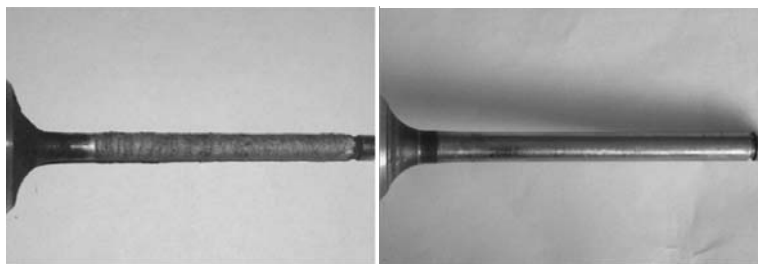
Рис. 2. Устройство для ЭКП ферромагнитного порошка:
 1 – деталь; 2 – роликовый электрод; 3 – приваренный слой; 4 – пластина круглой формы; 5 – постоянный магнит; 6 – ферромагнитный порошок; 7 – дозирующий бункер; 8 – втулка



а)



б)



в)

Рис. 3. Восстановление деталей ЭКП ферромагнитного порошка:

а – процесс восстановления клапана ГРМ ЭКП ферромагнитного порошка; б – вал ротора после восстановления ЭКП ферромагнитного порошка и после обработки его шлифованием; в – клапан ГРМ после восстановления ЭКП ферромагнитного порошка и после обработки его шлифованием

расположенная ближе к роликовому электроду 2, имеет 7 сквозных отверстий, которые позволяют ферромагнитному порошку б притягиваться в зону приварки за счет магнитных сил, возникающих между

роликовым электродом 2 и деталью 1, в период прохождения импульса тока.

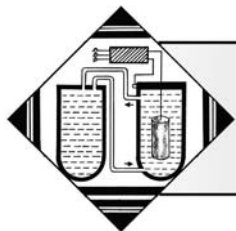
Восстановленные данным способом детали показаны на рис. 3. Восстанавливали вал ротора турбокомпрессора $\varnothing 11$ мм и клапан ГРМ $\varnothing 10$ мм ЭКП ферромагнитного порошка марки ПН-У45Х35ГСР (ФБХ6-2). При этом использовали следующие режимы: $F - 900$ Н; $I - 2,5$ кА; $t_{\text{имп}} - 0,04$ с; $t_{\text{п}} - 0,08$ с, скорость приварки – $0,003$ м/с. Данные режимы подобраны экспериментально по критерию достаточной прочности сцепления покрытия и отсутствия термических деформаций детали. Свойства получаемых ЭКП порошковых покрытий (износостойкость, остаточные напряжения, контактная прочность, выносливость и др.) представлены в работе [2].

Из рис. 3 видно, что приваренный слой в обоих случаях получился однородным, без видимых дефектов, твердость поверхности покрытия составила 55 HRC, прямолинейность изделий сохранилась. Таким образом, ЭКП порошковых материалов позволяет реализовать ресурсосберегающий и экологически чистый технологический процесс восстановления и упрочнения деталей небольшого диаметра, а сама технология ЭКП перспективна и позволяет расширить номенклатуру восстанавливаемых деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сайфуллин Р.Н. Электроконтактная приварка порошковых материалов при восстановлении деталей и получении защитных покрытий. Уфа: Изд-во БашГАУ, 2008. 182 с.
2. Сайфуллин Р.Н. Повышение эффективности технологии восстановления деталей электроконтактной приваркой порошковых материалов: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Уфа: Изд-во БашГАУ, 2010. 39 с.





УДК 621.78:669.295

В.Н. Федирко, А.Г. Лукьяненко, А.Т. Пичугин, В.С. Труш
(Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, г. Львов)
E-mail: fedirko@ipm.lviv.ua

Влияние твердорастворного упрочнения поверхности на усталостные свойства и микроструктуру титанового сплава VT1-0

Приведены экспериментальные результаты по исследованию влияния уровня регламентированного твердорастворного упрочнения (РТУ) на усталостные и прочностные характеристики титанового сплава VT1-0. Показана эволюция микроструктуры поверхностного слоя сплава VT1-0 в зависимости от уровня РТУ.

Ключевые слова: титановый сплав, твердорастворное упрочнение, поверхностный слой, усталостные свойства, микроструктура, дислокации.

Experimental results on research of influence regulated solid solution strengthening (RSSS) on fatigue and strength characteristics of VT1-0 titanium alloy have been presented. The evolution of the microstructure of the surface layer of the VT1-0 alloy depending on the level RSSS have been presented.

Keywords: titanium alloy, solid solution strengthening, the surface layer, fatigue properties, microstructure, dislocation.

Введение

Титан и сплавы на его основе находят все более широкое применение в качестве конструкционных материалов во многих отраслях промышленности. Основное достоинство титана – его высокие удельная прочность и коррозионная стойкость в агрессивных средах [1]. Однако некоторые механические свойства тонкостенных изделий, в частности усталостные, можно улучшить путем поверхностного модифицирования. Одним из перспективных методов управления механическими, трибологическими и коррозионными свойствами титановых сплавов является инженерия поверхности.

В Физико-механическом институте им. Г.В. Карпенко НАН Украины была предложена концепция инженерии поверхности титановых сплавов термодиффузионными методами. В рамках данной концепции разработан способ повышения сопротивления усталости и долговечности α - и псевдо- α -сплавов титана путем РТУ поверхностного слоя металла в разреженной контролируемой кислородсодержащей газовой среде [2].

Установлено, что РТУ поверхностного слоя металла при термодиффузионном насыщении элементами внедрения можно повысить усталостную долговечность титановых сплавов при изгибе с вращением [3].

Однако изделия из титановых сплавов эксплуатируются при различных видах нагрузок, поэтому возникает вопрос о воспроизводстве данного эффекта при других видах нагружения: малоцикловом чистом изгибе, циклическом растяжении, длительном статическом и т.п.

Последнее время, исследуя твердорастворное упрочнение титановых сплавов, основное внимание обращают на факторы, способствующие улучшению усталостных свойств металла. На сегодняшний день установлены некоторые аспекты физической природы твердорастворного упрочнения титанового сплава VT1-0. В частности, сопоставлены уровень РТУ и свойства приповерхностного слоя металла: напряженное состояние, параметры кристаллической решетки, размер субзеренной структуры [3]. Однако полученные результаты не дали однозначного ответа о природе обнаруженного эффекта – улучшении усталостных свойств титановых сплавов при определенном уровне РТУ.

Изменяя дислокационную структуру металла, можно существенно влиять на его механические и физические свойства [4–7]. При диффузионном насыщении титанового сплава примесями внедрения возникает градиент их концентрации в поверхностном слое, что вызывает остаточные напряжения, а следовательно, под действием напряжений и температуры – изменение дислокационной структуры в поверхностном слое металла [8]. Поэтому можно

предположить, что при некотором уровне РТУ в поверхностном слое металла формируется некая дислокационная структура, способствующая повышению усталостных свойств. Однако в научной литературе информация об этом отсутствует.

Цель работы – исследовать влияние уровня РТУ поверхностного слоя на прочностные и усталостные характеристики титанового сплава ВТ1-0 при различных схемах нагружения и уточнить физическую природу данного эффекта.

Материал и методика проведения исследований

Объектом исследований выбран технически чистый титан ВТ1-0. Для формирования исходного структурно-фазового состояния (снятия остаточных напряжений, удаления водорода, гомогенизации и стабилизации структуры) образцы отжигали в вакууме по режиму: $T = 800\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$, $P = 0,05\text{ МПа}$, скорость натекания в вакуумную систему $I_n = 0,1\text{ МПа}\cdot\text{дм}\cdot\text{с}^{-1}$. Затем термодиффузионным насыщением были сформированы поверхностные газонасыщенные слои глубиной $l = 30\text{...}60\text{ мкм}$ с разным уровнем упрочнения K в диапазоне $5\% < K < 100\%$. Уровень упрочнения определяли по величине относительного прироста твердости поверхности: $K = ((H_{0,49}^n - H_{0,49}^c) / H_{0,49}^c) 100\%$, где $H_{0,49}^n$ – микротвердость поверхности металла; $H_{0,49}^c$ – микротвердость его сердцевины при нагрузке на индентор $0,49\text{ Н}$.

Образцы насыщали в контролируемой разреженной кислородсодержащей среде в диапазоне газодинамических параметров ($P = 1,33\cdot 10^{-4}\text{...}1,33\cdot 10^{-3}\text{ Па}$, $I_n = 5\cdot 10^{-5}\text{ Па}\cdot\text{с}^{-1}$) при температуре обработки $T = 750\text{ }^\circ\text{C}$ и выдержке $\tau = 1\text{...}5\text{ ч}$. Затем их подвергали испытаниям на прочность и усталость по различным схемам нагружения.

Для испытаний на изгиб с вращением и циклическое растяжение использовали цилиндрические образцы диаметром рабочей части $3,8$ и $3,0\text{ мм}$ соответственно, а на малоцикловый чистый изгиб – плоские образцы с шириной рабочей части 3 мм , толщиной 1 мм . Усталостные испытания на циклическое растяжение проводили с частотой нагружения в интервале $\nu = 7\text{...}8\text{ Гц}$ и коэффициентом асимметрии цикла напряжения $R = 0,2$. Исследования при длительном статическом нагружении (замедленное разрушение) проводили на плоских образцах толщиной 1 мм и шириной

4 мм с V-образным концентратором глубиной $0,5\text{ мм}$. Для металлографических и дюрOMETрических исследований использовали образцы размером $10\times 15\text{ мм}$ толщиной 1 мм .

Тонкую структуру упрочненных слоев исследовали с помощью трансмиссионного электронного микроскопа "JEM-100CX II". Готовили образцы для электронно-микроскопических исследований следующим образом. Упрочненные образцы (размером $10\times 15\text{ мм}$ толщиной 1 мм) доводили до толщины $60\text{...}65\text{ мкм}$ с условием, чтобы в центральной части образца был слой металла с нужным уровнем упрочнения K , а именно: $20\text{...}40$, $40\text{...}70$ и $70\text{...}100\%$. Из полученных образцов вырезали шайбы диаметром $\sim 3,0\text{ мм}$, которые после электролитического полирования до определенной толщины исследовали на микроскопе.

Выбор уровня упрочнения K не случаен, так как предыдущими исследованиями выявлено, что усталостные свойства α -сплавов титана (предел усталости при изгибе с вращением) можно улучшить только РТУ [3]. Поскольку максимальный прирост усталостных характеристик образцов из сплава ВТ1-0 зафиксирован в диапазоне РТУ $40\% < K < 70\%$, то этот уровень упрочнения в дальнейшем будем называть оптимальным уровнем РТУ, меньше $20\% < K < 40\%$ – дооптимальным, а уровень упрочнения в интервале $70\% < K < 100\%$ – сверхоптимальным.

Результаты исследований и их обсуждение

Согласно полученным результатам, РТУ в исследуемом диапазоне незначительно влияет на кратковременную прочность σ_b и относительное удлинение δ сплава ВТ1-0 – изменение этих параметров относительно исходного (не упрочненного) состояния не превышает $\pm 4\%$ (рис. 1).

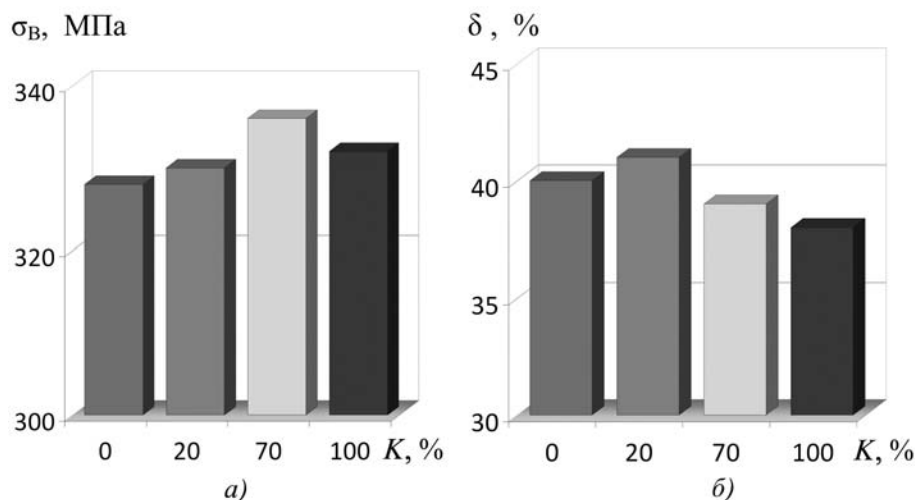


Рис. 1. Влияние уровня твердорастворного поверхностного упрочнения K титанового сплава ВТ1-0 на кратковременную прочность σ_b (а) и на относительное удлинение δ (б)

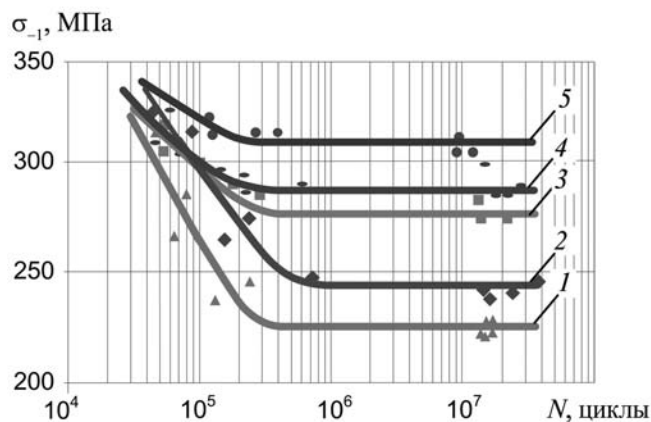


Рис. 2. Кривые усталости (изгиб с вращением) сплава ВТ1-0 после РТУ поверхности:

1 – исходное состояние $K = 5 \%$; $l = 5 \text{ мкм}$; 2, 3, 4, 5 – $K = 25; 50; 70 \%$ соответственно, $l = 30 \text{ мкм}$

Усталостные характеристики более чувствительны к РТУ. С увеличением уровня РТУ K от 5 до 50 %, предел усталости σ_{-1} титанового сплава ВТ1-0 при изгибе с вращением возрастает с 250 до 275 МПа. Максимальное значение предела усталости $\sigma_{-1} = 310 \text{ МПа}$ достигнуто при уровне РТУ $K = 70 \%$. При дальнейшем увеличении упрочнения поверхностного слоя до $K = 90 \%$ наблюдается понижение предела усталости до 280 МПа (рис. 2). Таким образом, наибольший относительный прирост предела усталости $\Delta\sigma_{-1}$ (35...38 %) для сплава ВТ1-0 достигается при уровне упрочнения $K = 70 \%$.

Твердорастворное упрочнение поверхности металла существенно влияет на его долговечность при ма-

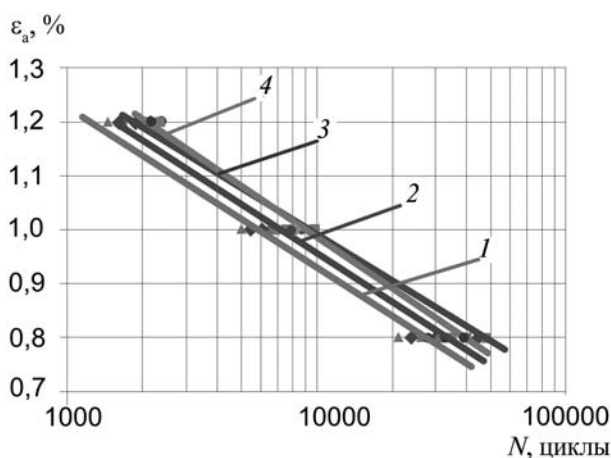


Рис. 3. Усталостная долговечность титанового сплава ВТ1-0 при малоцикловом чистом изгибе с различным уровнем поверхностного упрочнения K :

1 – исходное состояние $K = 5 \%$; 2 – $K = 20 \%$; 3 – $K = 70 \%$; 4 – $K = 100 \%$

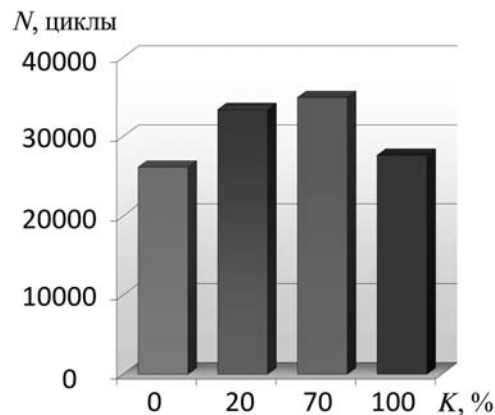


Рис. 4. Зависимость количества циклов до разрушения от уровня поверхностного упрочнения K титанового сплава ВТ1-0 при испытаниях на малоцикловый чистый изгиб (при амплитуде деформации $\epsilon_a = 0,8 \%$)

лоцикловом чистом изгибе (рис. 3, 4). Установлено, что с увеличением уровня поверхностного упрочнения K с 5 до 100 % при постоянной глубине упрочненной зоны ($l = 50 \text{ мкм}$) количество циклов до разрушения N сплава ВТ1-0 сначала возрастает, а затем снижается, т.е. имеет максимум. Наибольшая долговечность сплава ВТ1-0 с РТУ-поверхностью фиксируется после упрочнения до $K = 70 \%$, при этом количество циклов до разрушения на малых деформациях ($\epsilon_a = 0,8 \%$) существенно возрастает (см. рис. 4).

Установлено, что термодиффузионное РТУ поверхностного слоя в исследованных пределах $0 \% < K < 100 \%$ положительно влияет на сопротивление усталости титанового сплава ВТ1-0 и в условиях циклического растяжения (рис. 5).

РТУ поверхности металла положительно влияет на свойства титанового сплава ВТ1-0, замедленно разрушаясь при статической нагрузке. Испытания в тече-

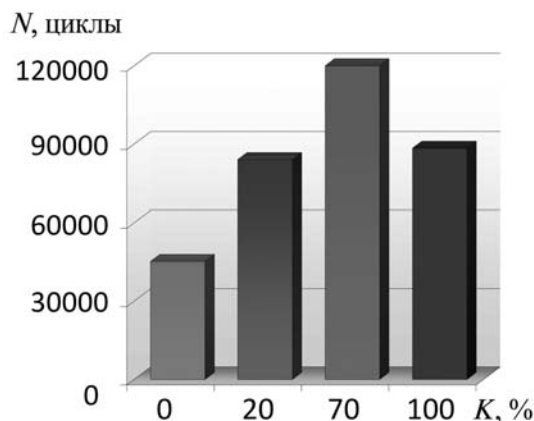


Рис. 5. Усталостная долговечность титанового сплава ВТ1-0 при циклическом растяжении (при $\sigma_b = 0,75\sigma_0$; $\sigma_0 = 340 \text{ МПа}$)

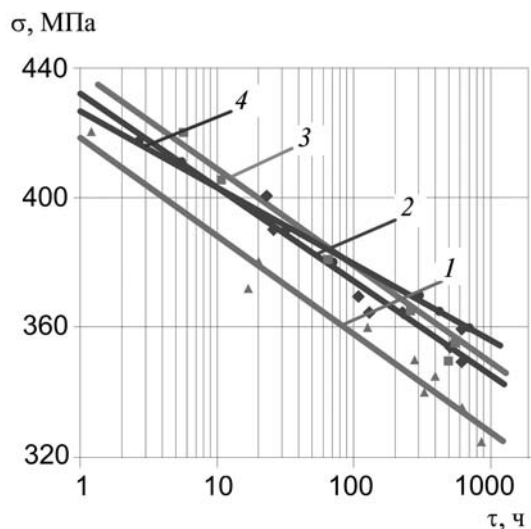


Рис. 6. Кривые замедленного разрушения под статической нагрузкой титанового сплава ВТ1-0 с различным уровнем поверхностного упрочнения K :
 1 – исходное состояние $K = 5\%$; 2 – $K = 20\%$; 3 – $K = 70\%$; 4 – $K = 100\%$

ние 1000 ч показали непрерывный рост величины разрушающего напряжения ($\sigma = 330 \rightarrow 345 \rightarrow 350 \rightarrow 355$ МПа) с увеличением уровня поверхностного упрочнения ($K = 0 \rightarrow 20 \rightarrow 70 \rightarrow 100\%$) (рис. 6, 7). Однако по мере приближения к максимуму этот рост замедляется, поэтому следует ожидать, что дальнейшее увеличение уровня РТУ поверхностного слоя приведет к понижению сопротивляемости титановых сплавов замедленному разрушению.

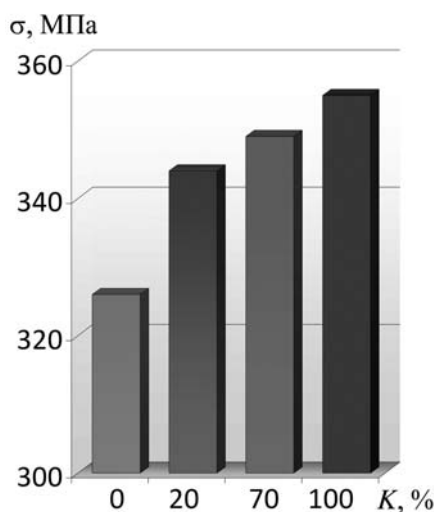


Рис. 7. Зависимость разрушающих напряжений от уровня поверхностного упрочнения K титанового сплава ВТ1-0 при испытаниях на замедленное разрушение при статической нагрузке в течение 1000 ч

Металлофизические особенности твердорастворного упрочнения. Поскольку диффузионное насыщение элементами внедрения осуществляли при температуре, превышающей температурный диапазон рекристаллизации сплава ($600 \dots 700$ °С) [9], то, очевидно, дислокационная структура образуется не только при насыщении, но и при охлаждении. Твердорастворное упрочнение, как и наклеп, вызывает рост на несколько порядков плотности дислокаций, формирование ячеистой дислокационной субструктуры, искажение кристаллической решетки и внутренние напряжения. Свободное перемещение дислокаций затрудняется, поскольку начинает действовать механизм дислокационного (субструктурного) упрочнения.

Рабочая температура изделий из сплава ВТ1-0 не превышает 300 °С. Согласно карте скорость деформации–температура для титана при низких температурах (ниже $0,4 T_{пл}$) и малых скоростей деформирования основным действующим механизмом деформации титана является скольжение дислокаций [10]. При таких условиях упрочненный слой играет роль экранирующего барьера для дислокаций, т.е. затрудняет их движение, в результате чего повышаются прочность и сопротивление ползучести, а также усталостная долговечность как поверхностного слоя, так и изделия в целом [11]. Итак, для прогнозирования физико-механических характеристик изделий необходимо иметь информацию о структуре металла, в частности не только о плотности дислокаций, но и об их взаимном расположении. Ниже, на основе результатов трансмиссионной электронной микроскопии, подробно описывается эволюция микроструктуры титанового сплава в зависимости от уровня РТУ.

Микроструктура исходного состояния. В микроструктуре отожженного, не упрочненного, титана отсутствуют дефекты как по телу зерна, так и на его границах, а также предвыделения фаз и поля напряжений вокруг них (рис. 8, а).

Микроструктура при дооптимальном уровне РТУ. При этом уровне упрочнения наблюдается увеличение плотности дислокаций у границ и по телу зерна; хаотическое расположение изогнутых отрезков дислокаций, часть из которых не связаны между собой; незначительное декорирование дислокаций примесями внедрения (рис. 8, б). Такие изогнутые цепочки дислокаций образовались, вероятно, в результате формирования упрочненного слоя, поскольку в исходном состоянии они не зафиксированы.

Микроструктура при оптимальном уровне РТУ. Согласно одному из основных синергетических подходов, дислокации, которые генерируют твердорастворное упрочнение, вместо ожидаемого хаотического поведения самостоятельно эволюционируют в устойчивые диссипативные структуры, формируя в упрочненном мате-

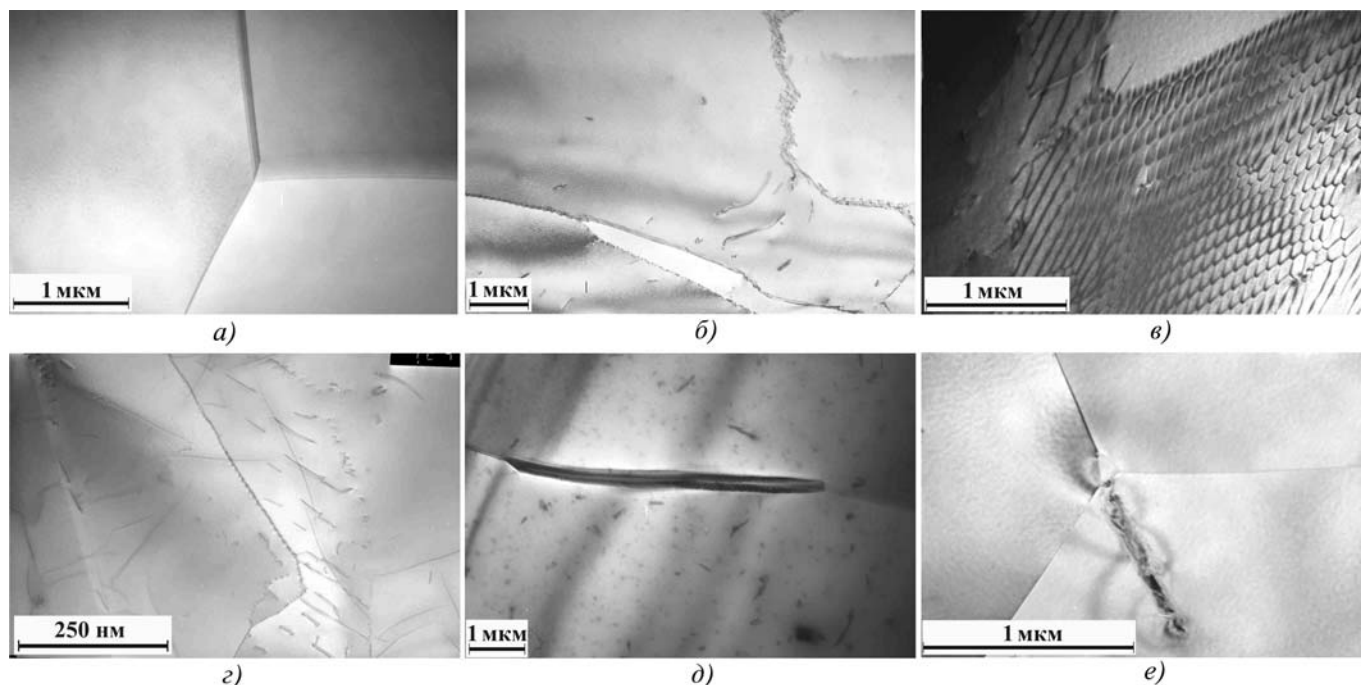


Рис. 8. Микроструктура титанового сплава ВТ1-0 при разном уровне РТУ:

a – исходное состояние; *б* – дооптимальный ($20 \% < K < 40 \%$); *в*, *г* – оптимальный ($40 \% < K < 70 \%$); *д*, *е* – сверхоптимальный ($70 \% < K < 100 \%$)

риале пространственные образования в виде ячеек. Также известно, что движущей силой перестройки дислокационной субструктуры является стремление дислокационного ансамбля к минимизации внутренней энергии: при одинаковой плотности дислокаций реализуется их пространственное распределение, которое соответствует меньшей энергии. Поэтому с увеличением уровня упрочнения активно развивается ячеистая дислокационная структура, а хаотично расположенные дислокации и локальные скопления трансформируются в упорядоченную структуру [12, 13].

Подтверждением вышесказанного является образование упорядоченной ячеистой дислокационной структуры при оптимальном уровне РТУ (рис. 8, *в*). Необходимо заметить, что такой структуре свойственны аннигиляция дислокаций внутри ячейки и скопления дислокаций на границах субзерен. Также некоторые дислокации формируют так называемые дислокационные стенки (рис. 8, *г*).

Большая протяженность границ ячеек обеспечивает максимально возможное растворение элементов внедрения (кислорода), при этом достигается наибольшая плотность дислокаций [13]. Равновесная растворимость примесей внедрения у границ субзерен, дислокаций и других дефектов решетки повышается [13], что подтверждается увеличением отношения параметров кристаллической решетки c/a до максимального значения [3].

Отмечено, что при оптимальном уровне РТУ достигается предельная концентрация примеси внедрения в кристаллической решетке, о чем свидетельствует значительное декорирование дислокаций элементами внедрения (кислородом). Поэтому с последующим увеличением уровня РТУ следует ожидать выделения субоксидов титана по телу зерна или его границам из-за пересыщения твердого раствора кислородом, уменьшения величины внутренних напряжений в упрочненном слое металла и, как следствие, разупорядочения дислокационной структуры.

Микроструктура при сверхоптимальном уровне РТУ. Такой уровень приводит к существенным изменениям в микроструктуре титанового сплава (рис. 8, *д*, *е*). Количество цепочек дислокаций значительно уменьшилось, а их расположение стало хаотичным. Основным отличием микроструктуры является наличие предвыделений оксидной фазы как по телу зерна, так и по его границам (рис. 8, *д*, *е*). Считается, что формирование предвыделений такого рода обусловлено прежде всего тремя основными механизмами [14]. В нашем случае, скорее всего, формирование предвыделений происходит за счет атомов внедрения, которые собираются мигрирующими субграницами во время их перемещения. Размеры сформированных частиц предвыделений в основном зависят от количества захваченных дефектом атомов элементов внедрения. Следует заметить, что

вокруг предвыделений концентрируются напряжения (см. рис. 8, *d*, *e*), поэтому эти микрообъемы металла будут иметь исчерпанный запас микропластичности, что приводит к охрупчиванию и неспособности металла противостоять внешней нагрузке. Как следствие, изделия с таким уровнем РТУ будут обладать худшими усталостными свойствами, а их разрушение, вероятно, будет более хрупким.

Таким образом, подтверждается описанный ранее И.И. Корниловым и В.А. Глазовой механизм, где охрупчивание сопровождается искажением кристаллической решетки металла-основы в результате внедрения атомов кислорода в октаэдрические поры, образованием дефектов решетки и выделением за областью растворимости избыточных фаз, преимущественно по границам зерен. Эти выделения ослабляют границы зерен и вызывают появление на них трещин при малой деформации.

Выводы

Показано, что РТУ поверхностного слоя металла можно повысить усталостные характеристики изделий из титанового сплава VT1-0 при разных видах нагружения (малоцикловом чистом изгибе, изгибе с вращением, циклическом растяжении), практически не изменяя прочность и пластичность металла, а также уменьшить склонность металла к замедленному разрушению при статической нагрузке.

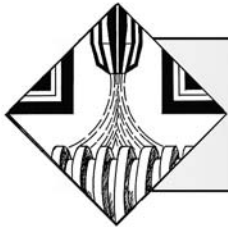
По результатам трансмиссионной электронной микроскопии установлено, что РТУ титанового сплава VT1-0 при диффузионном насыщении элементом внедрения (кислородом) приводит к изменениям микроструктуры: количества дислокаций, их пространственного распределения и взаимной ориентации. В частности установлено, что при оптимальном уровне РТУ формируется упорядоченная ячеистая дислокационная структура, которая обеспечивает высокие усталостные характеристики металла относительно исходного состояния, тогда как сверхоптимальный уровень РТУ вызывает предвыделение оксидных фаз как по телу зерна, так и по его границам, и, как следствие, хрупкое разрушение.

Ценность полученных результатов заключается в возможности по уровню твердорастворного упрочнения поверхностного слоя металла прогнозировать

долговечность изделий из титановых сплавов с газонасыщенным слоем и определять элементы структуры, которые являются потенциальным источником разрушения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Moiseyev V.N.** Titanium Alloys. Russian aircraft and aerospace applications. London—New-York—Singapore: Taylor&Francis Group, 2006. 207 p.
2. **Evaluation** of the serviceability of products made of titanium alloys with gas-saturated layers / V.M. Fedirko, A.T. Pichugin, O.H. Luk'yanenko, Z.O. Siryk // *Materials Science*. 1996. Vol. 32. № 6. P. 49–54.
3. **Endurance of VT1-0** titanium alloy subjected to solid-solution surface hardening / A.T. Pichugin, V.M. Fedirko, O.H. Luk'yanenko and V.S. Onuferko // *Materials Science*. 2005. Vol. 41. № 3. P. 418–422.
4. **Владимиров В.И.** Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
5. **Новиков И.И., Розин К.М.** Кристаллография и дефекты кристаллической решетки. М.: Металлургия, 1990. 336 с.
6. **Конева Н.А.** Физика прочности металлов и сплавов // *Соросовский образовательный журнал*. 1997. № 7. С. 95–102.
7. **Скотникова М.А., Мартынов М.А.** Практическая электронная микроскопия в машиностроении. СПб: Изд-во ПИМаш, 2005. 92 с.
8. **Ляхтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов: учебн. пос. для вузов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
9. **Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшин И.С.** Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС МАТИ, 2009. 520 с.
10. **Frost H.J., Ashby M.F.** Deformation – Mechanism Map: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics. Oxford—New-York—Toronto—Sydney—Paris—Frankfurt: Pergamon Press, 1982. 166 p.
11. **Ибатуллин И.Д.** Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев. Самара: Самарск. гос. техн. ун-т, 2008. 387 с.
12. **Конева Н.А.** Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // *Соросовский образовательный журн*. 1996. № 6. С. 99–107.
13. **Колачев Б.А., Мальков А.В.** Физические основы разрушения титана. М.: Металлургия, 1983. 160 с.
14. **Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А.** Зеренная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня // *Физическая мезомеханика*. 2009. 12. № 4. С. 93–106.



УДК 621.357

А.М. Вольхин, В.Н. Малышев (Российский государственный университет нефти и газа имени И.М. Губкина, г. Москва)
E-mail: vmal@inbox.ru

Исследование прочности сцепления сверхвысокомолекулярного полиэтилена с МДО-покрытием

Рассмотрено исследование прочности сцепления слоя сверхвысокомолекулярного полиэтилена с МДО-покрытием, сформированным на алюминиевом сплаве Д16Т в режиме анодно-катодного микродугового оксидирования. Показаны несколько случаев сцепления полимерного слоя с МДО-покрытием (адгезионная, когезионная и смешанная взаимосвязь). Рассмотренные покрытия, обладающие высокой прочностью сцепления с МДО-покрытием, наряду с их высокими триботехническими характеристиками позволят существенно расширить сферу применения МДО-покрытий и данной технологии в целом.

Ключевые слова: микродуговое оксидирование, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, покрытия, прочность сцепления.

The article considers – the study of Ultrahighmolecularweight Polyethylene adhesion to MAO-coating which was formed on the aluminum alloy D16T under anodic-cathode microarc oxidation mode. The research includes several adhesion types of the polymer layer to MAO-coating (adhesive, cohesive and mixed interaction). High adhesion of such coatings to the MAO-coating, along with their high tribological characteristics will significantly expand the scope of such coatings and MAO technology in general.

Keywords: microarc oxidation, ultrahighmolecularweight polyethylene, coatings, adhesion strength.

Введение

Возникновение метода *микродугового оксидирования* (МДО) произошло еще в начале 70-х гг. XX века благодаря открытию в Институте неорганической химии СО РАН Г.А. Марковым явления микродуговых разрядов в электролите [1, 2]. Данный метод поверхностного упрочнения деталей позволяет формировать на их поверхности покрытия с высокой износостойкостью и прочностью сцепления с основой.

МДО применяется преимущественно к вентильным металлам, состав МДО-покрытий представляет собой комплекс оксидов алюминия, включая его высокотемпературную фазу ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), а также ряд соединений из элементов, входящих в материал детали и состав электролита.

МДО (также известное как плазмоэлектролитическое оксидирование [3, 4]) в настоящее время широко применяется в различных отраслях промышленности – от медицины до аэрокосмической, включая нефтяную и газовую.

Сущность метода заключается в сочетании электрохимического оксидирования с электроразрядными

явлениями на границе анод – электролит, а под термином МДО, как правило, понимается электрохимическое окисление анода (детали) при напряжении выше напряжения искрения.

Среди всех известных методов МДО [5, 6] наилучшую технологию формирования покрытий представляет собой анодно-катодный метод, который отличается механизмом формирования поверхностного слоя.

Наличие разрядов двух типов (анодных и катодных) позволяет осуществлять сложные электрохимические процессы и в широком интервале изменять режимы. Это дает возможность формировать покрытия различного состава и структуры. При этом исключается необходимость в операциях травления, обезжиривания, осветления, наполнения и промывки поверхности детали.

Исследования покрытий, сформированных методом анодно-катодного МДО [7–9], показали их высокую твердость, износостойкость, адгезию и возможность использования в качестве триботехнического материала в различных областях машиностроения.

На сегодняшний день как российскими [10, 11], так и иностранными учеными [12, 13] большое внимание уделяется изучению пористости МДО-покры-

тий, поскольку величина пористости существенно влияет как на физико-механические, так и на триботехнические характеристики покрытий. При высоком содержании пор основные физико-механические свойства покрытия HV , E и др. снижаются. Пористость также влияет на величину допустимой удельной нагрузки.

В РГУ нефти и газа имени И.М. Губкина авторами статьи были проведены исследования по повышению триботехнических характеристик покрытий, сформированных анодно-катодным методом МДО, в результате которых были созданы новые антифрикционные композиционные покрытия [14, 15].

Данные покрытия отличаются от традиционных МДО-покрытий тем, что содержат дополнительный верхний защитный слой. Для пропитки поверхностного слоя МДО-покрытия в качестве наносимого материала выбран *сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ)*, обладающий свойствами, наиболее подходящими для создания модифицированного дополнительного защитного слоя, по сравнению с другими полимерами (высокой прочностью, стойкостью к удару и растрескиванию, износостойкостью, антифрикционностью, способностью сохранять свои свойства в широком интервале температур и т.д.)

В результате проведенных ранее исследований [15] были получены композиционные покрытия МДО+СВМПЭ, которые обладают высокими антифрикционными свойствами. Данные экспериментов подтвердили, что дополнительный слой способствует повышению триботехнических характеристик МДО-покрытия, увеличивает срок его службы, а кроме того, создает эффект "самосмазывания" узла трения в условиях его работы без смазочного материала.

Однако такие важные факторы, как величина прочности сцепления СВМПЭ с МДО-покрытием и механизм адгезионного взаимодействия этих слоев, оставались не изучены. Поэтому цель работы — определение прочности сцепления дополнительного слоя из СВМПЭ с МДО-покрытием.

Как известно, прочное сцепление (адгезия) полимерного покрытия с подложкой обуславливает надежную работу покрытия в условиях длительной эксплуатации. На величину адгезии существенно влияют степень шероховатости поверхности, наличие окисной пленки, полярных групп в полимере, его молекулярный вес, величина поверхностного натяжения расплава полимера с подложкой.

Существует множество различных способов определения адгезии покрытия, однако до настоящего времени нет стандартного количественного метода определения величины адгезии полимерного слоя к подложке.

Величина адгезии покрытия к поверхности определяется непосредственным определением силы, необходимой для отделения пленки от нее, отнесенной к площади исследуемой поверхности.

В рамках проведенного исследования был использован метод определения адгезии слоя полимера к МДО-покрытию, основанный на способе, разработанном в Военно-строительной академии им. В.В. Куйбышева [16].

Сущность метода заключается в том, что полимерное покрытие наносится между двумя МДО-поверхностями, затем расплавляется и после остывания образцы разрываются на разрывной машине. Величина адгезии определяется прочностью на отрыв полимерного покрытия и самим характером отрыва.

Экспериментальные исследования

В ходе исследований МДО-покрытие формировалось на предварительно подготовленных образцах цилиндрической формы диаметром 25 мм из алюминиевого сплава Д16. Данный алюминиевый сплав был выбран в связи с его широким использованием в нефтегазовой, нефтегазоперерабатывающей и нефтехимической отраслях промышленности. Его применение обусловлено свойствами, позволяющими конкурировать со сталью и другими материалами.

Образцы погружались в ванну со слабощелочным электролитом, состав которого, а также токовые характеристики процесса подбирались исходя из оптимальных технологических режимов получения покрытий с высокой износостойкостью и минимальной пористостью.

Процесс велся в анодно-катодном режиме при напряжении 520...540 В на аноде и 110...150 В на катоде в течение 40 мин, при плотности тока ~ 10 А/дм². После завершения процесса оксидирования образцы извлекались из ванны, промывались и сушились при комнатной температуре. Толщина МДО-покрытий после микродуговой обработки образцов составляла 90...100 мкм.

В процессе оксидирования температура электролита поддерживалась постоянной за счет охлаждения проточной водой. Перемешивание раствора производилось барботированием сжатым воздухом при помощи компрессора.

Далее на торцевую поверхность цилиндров шликерным методом наносился полимерный слой из СВМПЭ. Шликер представлял из себя "сметанообразную" смесь порошка СВМПЭ с глицерином.

Слой шликера наносился между двумя образцами, которые помещались в специальное приспособление (струбцину), представленную на рис. 1, и затем в предварительно нагретую до температуры 240...245 °С муфельную печь.

Образцы нагревались и выдерживались при указанной температуре до оплавления полимерного слоя, затем приспособление вынималось и образцы сдавливались между собой, чтобы убрать (выдавить)



Рис. 1. Приспособление для спекания образцов

излишек полимера. После остывания соединенные попарно образцы (рис. 2) вынимались из струбины и подготавливались для испытаний на разрыв на разрывной машине.

В качестве оборудования использовалась универсальная испытательная машина "SHIMADZU 20ED" для испытания образцов на растяжение по ГОСТ 1497 со скоростью нагружения 1...100 мм/мин и предельной нагрузкой 200 кН.

Величина прочности сцепления подсчитывалась по формуле

$$\sigma = \frac{P_{\max}}{F_0},$$

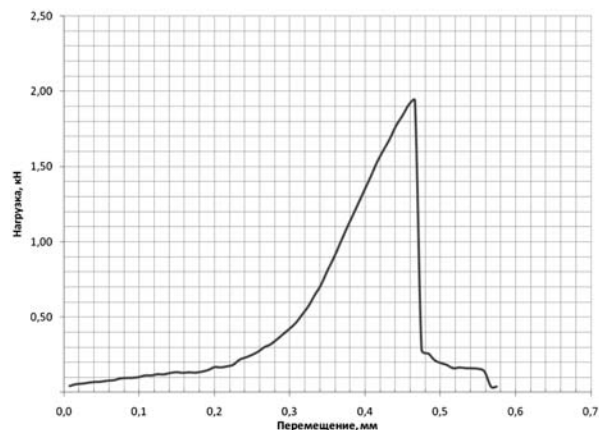
где P_{\max} – нагрузка, Н, при которой произошел отрыв образцов, F_0 – площадь поверхности образца, м².



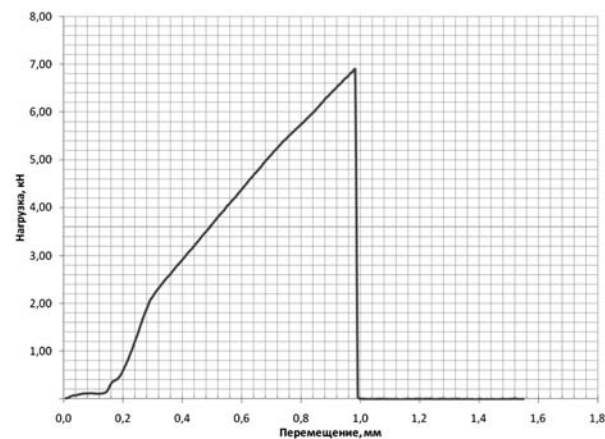
Рис. 2. Подготовленные образцы для испытаний на разрыв

За F_0 принималось значение площади поперечного сечения, и для всех цилиндрических образцов диаметром 25 мм, оно составило

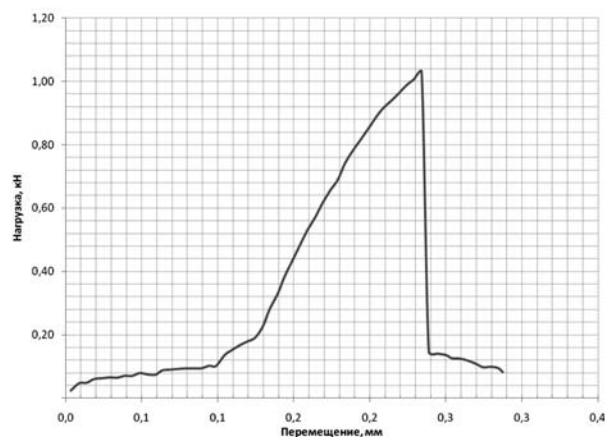
$$S = \frac{\pi d^2}{4} = \frac{3,14 \cdot 0,025^2}{4} = 4,90625 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2.$$



а)



б)



в)

Рис. 3. Кривые напряжения, построенные программой при проведении испытаний на разрыв:

а – адгезионный; б – когезионный; в – смешанный

С помощью программного обеспечения фиксировалась нагрузка, при которой произошел отрыв образцов. Значения нагрузки P_{\max} записывались в таблицу.

На рис. 3 представлены наиболее характерные графики изменения нагрузки от относительного удлинения, где показан характер изменения величины напряжения и максимальное значение P_{\max} .

Обсуждение результатов исследования

По отрыву полимерного слоя СВМПЭ от МДО-подложки можно судить о характере взаимодействия между ними. В результате проведенных экспериментальных испытаний были выявлены три характерных случая: разрыв адгезионной связи; разрыв когезионной связи и смешанный разрыв.

Разрыв адгезионной связи происходил по границе раздела между двумя поверхностями. На рис. 4, а (см. стр. 2 обложки) видно, что слой полимера оторвался со всей поверхности цилиндрического образца, при этом на образце 1 сохранились явные зоны сцепления СВМПЭ с МДО-покрытием, которые не отслоились.

При этом величина прочности сцепления составила:

$$\sigma = \frac{P_{\max}}{F_0} = \frac{1939,44}{4,90625 \cdot 10^{-4}} = 395,3 \cdot 10^4 \text{ Па} \approx 3,95 \text{ МПа}.$$

Данный случай разрыва адгезионных связей, при котором пленка полимера отрывается от образца, является наиболее распространенным для полимерных покрытий. Однако в ходе проведенных исследований нами были выявлены еще два случая.

На рис. 4, б (см. стр. 2 обложки) хорошо виден слой СВМПЭ на обоих образцах, поэтому можно сделать вывод о том, что в данном случае произошел разрыв когезионной связи, который происходил по объему одного из тел (слою СВМПЭ). Этот случай наблюдается в условиях, когда адгезионная связь оказывается прочнее когезионной связи более слабого материала.

Сопротивление разрыву слоя СВМПЭ в данном случае составило

$$\begin{aligned} \sigma &= \frac{P_{\max}}{F_0} = \frac{6898,43}{4,90625 \cdot 10^{-4}} = \\ &= 1406,05 \cdot 10^4 \text{ Па} \approx 14,06 \text{ МПа}. \end{aligned}$$

Можно сделать вывод о том, что прочность сцепления СВМПЭ с МДО-подложкой больше величины когезионной связи.

На рис. 4, в (см. стр. 2 обложки) приведен смешанный случай разрыва адгезионных и когезионных связей. Светлые зоны — это алюминиевый сплав (подложка).

На рисунке хорошо видны зоны МДО-покрытия, которые отслоились от алюминиевой подложки, но остались держаться на другом образце. Это свидетельствует о том, что прочность сцепления СВМПЭ с МДО-покрытием в локальных зонах может превосходить прочность сцепления самого МДО-покрытия с алюминиевой подложкой.

В ранее проведенных исследованиях [7, 17] установлено, что адгезия МДО-покрытия к подложке (алюминиевому сплаву Д16Т) составляет, в зависимости от толщины покрытия, порядка 95...350 МПа.

Прочность сцепления СВМПЭ с МДО-покрытием в данном случае составила

$$\sigma = \frac{P_{\max}}{F_0} = \frac{1029,14}{4,90625 \cdot 10^{-4}} = 209,76 \cdot 10^4 \text{ Па} \approx 2,1 \text{ МПа}.$$

Отрыв МДО-покрытия от алюминиевой подложки можно характеризовать тем, что при сильных адгезионных и когезионных связях (смешанный случай) отрыв полимерного слоя происходит неравномерно по толщине слоя. Так как СВМПЭ является полимером, то данный материал обладает высокой пластичностью и его относительное удлинение может составлять порядка 300 %. При растяжении пленка может отслаиваться неравномерно и в локальных зонах с высокой адгезией полимера растягивающие напряжения будут существенно возрастать, за счет чего может происходить отрыв МДО-покрытия. На рис. 5 и 6 (см. стр. 3 обложки) хорошо видно зону отрыва МДО-покрытия.

На рисунках линия отрыва МДО-покрытия плавно переходит к слою СВМПЭ, также хорошо прослеживается зона отрыва полимерного слоя, который имеет когезионный характер. Следовательно, можно сделать вывод о том, что в локальном объеме покрытия МДО+СВМПЭ порядок величины адгезии СВМПЭ к МДО-покрытию может быть соизмерим с величиной адгезии самого МДО-покрытия к подложке.

Механизм сцепления полимерного слоя

Важным фактором увеличения адгезии, помимо межмолекулярного взаимодействия СВМПЭ с МДО-покрытием, является увеличение механической составляющей адгезионного взаимодействия. Это происходит за счет значительного увеличения площади контакта полимерного покрытия с поверхностью покрытия ввиду специфики формирования МДО-покрытий.

Микродуговые разряды пробивают имеющуюся на поверхности металла оксидную пленку, расплавляют ее и локальный объем основного металла, при этом

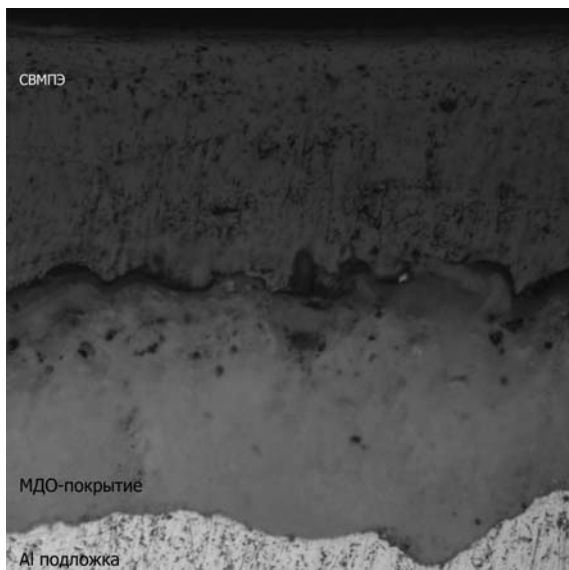


Рис. 7. Поперечный шлиф образца с покрытием МДО+СВМПЭ, $\times 1000$

на поверхности образуется развитая "кратерообразная" пористая структура покрытия. Именно за счет высокоразвитой пористой структуры МДО-покрытия при достаточной текучести полимера в расплавленном состоянии обеспечивается высокая адгезия полимера к покрытию за счет заполнения им порового пространства и механического "анкерования" его в неровностях покрытия.

На рис. 7 представлена микрофотография поперечного шлифа композиционного покрытия МДО+СВМПЭ, на которой хорошо видно, что слой СВМПЭ точно повторяет контур поверхности МДО-покрытия. Следовательно, можно сделать вывод о том, что текучести полимера достаточно для заполнения поверхностных пор и их закупоривания.

С помощью компьютерной программы Scion Image и специально подготовленных графических файлов была построена топографическая модель поверхности образцов (рис. 8) и проведены численные расчеты площади образца в пересчете на пиксели.

Увеличение площади контакта достигает до 32 %, что существенно увеличивает механическую взаимосвязь покрытий. При расплавлении СВМПЭ механически затекает в неровности и заполняет поры МДО-покрытия. Таким образом, пористая структура МДО-покрытия увеличивает механическую составляющую адгезии полимерного слоя.

Помимо этого, существенную роль играют процессы диффузии СВМПЭ в МДО-покрытие. Диффузия может играть определяющую роль при формировании адгезионного соединения при температурах выше температур стеклования полимера. Переходная область, в пределах которой наблюдается диффузионный обмен между полимерными фазами, процессы микрореологического затекания в неоднородности, самопроизвольное диспергирование и формирование структуры межфазной границы, определяется не только химическим строением взаимодействующих материалов, но и температурно-временными условиями формирования адгезионных соединений.

Сочетание диффузии связующих с особенностями строения МДО-покрытий приводит к тому, что кроме адгезионного (по границе раздела) и когезионного (по волокну) разрушений в композиционных покрытиях МДО+СВМПЭ наблюдается разрушение в приповерхностном слое.

Выводы

Данные экспериментов подтвердили, что дополнительный слой из СВМПЭ пропитывает поверхно-

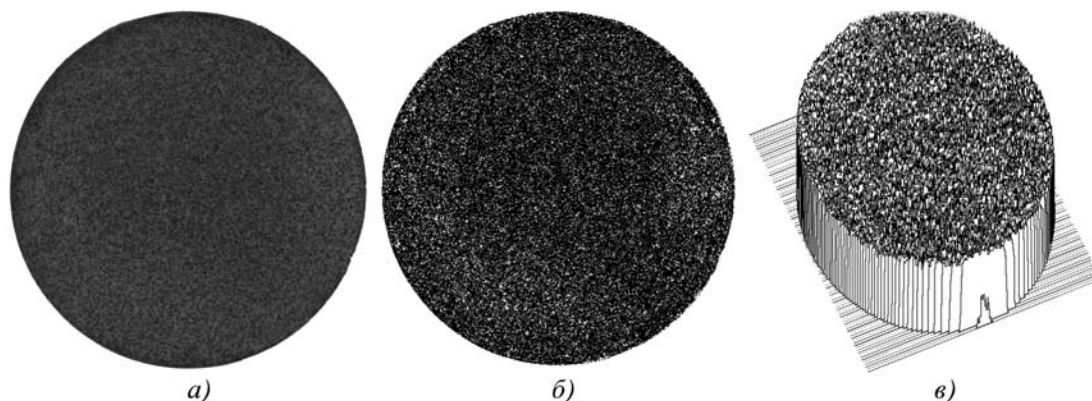


Рис. 8. Изображения поверхности образцов:

a – оригинал; *б* – изображение с наложенной серой градиентной маской программой Scion Image; *в* – топографическая модель поверхности образца, построенная с помощью Scion Image

стный слой МДО-покрытия, заполняя его пористую структуру.

Результаты исследований показали, что покрытия из СВМПЭ обладают достаточной адгезией к МДО-покрытию для создания композиционного материала, устойчивого к восприятию нагрузок в условиях эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Микродуговое оксидирование.** Наука и человечество – альманах / под ред. А.А. Логанова. М.: Знание, 1981. 341 с.
2. **Марков Г.А., Белеванцев В.И., Терлеева О.П.** Микродуговое оксидирование // Вестник МГТУ. Машиностроение. 1992. № 1. С. 34–56.
3. **Ерохин А.Л.** Физико-химические процессы при плазменно-электролитической обработке сплавов алюминия в силикатных электролитах: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Тула: ТТГУ, 1995. 19 с.
4. **Ерохин А.Л., Любимов В.В., Ашитков Р.В.** Модель формирования оксидных покрытий при плазменно-электролитическом оксидировании алюминия в растворах силикатов // Физика и химия обработки материалов. 1996. № 5. С. 39–44.
5. **Марков Г.А., Терлеева О.П., Шулепко Е.К.** Износостойкость покрытий, нанесенных анодно-катодным микродуговым методом // Трение и износ. 1988. Т. 9. № 2. С. 286–290.
6. **Мальшев В.Н.** Особенности формирования покрытий методом анодно-катодного микродугового оксидирования // Защита металлов. 1996. Т. 32. № 6. С. 662–667.
7. **Мальшев В.Н., Бульчев С.И., Марков Г.А. и др.** Физико-механические характеристики и износостойкость покрытий, нанесенных методом микродугового оксидирования // Физика и химия обработки материалов. 1985. № 1. С. 82–87.

8. **Мальшев В.Н.** Исследование эксплуатационных свойств покрытий, формируемых методом микродугового оксидирования // Защитные покрытия на металлах. 1989. Вып. 23. С. 85–88.

9. **Мальшев В.Н.** Повышение износостойкости пар трения торцовых уплотнений // Экспресс-информ. ЦИНТИ-химнефтемаш. Сер. ХМ-17. 1984. № 25.

10. **Гнеденков С.В., Хрисанфова О.А., Завидная А.Г. и др.** Износостойкие и жаростойкие покрытия на поверхности алюминия // Журнал прикладной химии. 2000. Т. 73. Вып. 4. С. 541–547.

11. **Gnedonov S.V., Khrisanphova O.A., Zavidnaya A.G.** Production of hard and heat-resistant coatings on aluminium using plasma micro-discharge // Surface and Coatings Technology. 2000. № 1 (123). P. 24–28.

12. **Sundararajan G. and Krishna L.R.** Mechanisms Underlying the Formation of Thick Alumina Coatings through the MAO Coating Technology // Surface and Coatings Technology. 2003. V. 167. P. 269–277.

13. **Curran J.A., Clyne T.W.** Porosity in plasma electrolytic oxide coatings // Acta Materialia. 2006. V. 54. P. 1985–1993.

14. **Повышение антифрикционных свойств износостойких МДО-покрытий / В.Н. Мальшев, А.М. Вольхин, Б.М. Гантимиров, С.Л. Ким // Химическая физика и мезоскопия.** 2013. Т. 15. № 2. С. 285–291.

15. **Malyshev V.N., Volkhin A.M., Gantimirov B.M.** Tribological Characteristics Improvement of Wear Resistant MAO-coatings // Journal of Coatings. 2013. V. 2013. Article ID 262310.

16. **Левкина Н.Л., Бычкова Е.В.** Адгезия в полимерных композиционных материалах: методические указания к выполнению учебно-исследовательской лабораторией работы по курсу "Химия и технология полимерных материалов". Саратов: СГТУ, 2007. С. 10–12.

17. **Мальшев В.Н., Марков Г.А., Федоров В.А. и др.** Особенности строения и свойства покрытий, наносимых методом микродугового оксидирования // Химическое и нефтяное машиностроение. 1984. № 1. С. 26–27.



ПОДПИСКА

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал
"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252**.

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

Россия, 107076, Москва, Стромьинский пер., д. 4,
ООО "Издательство Машиностроение"

Тел.: (499) 269-66-00 (отдел реализации), (499) 268-40-77 (редакция);

e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru





КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

УДК 538.95.405

В.М. Юров, В.Ч. Лауринас, С.А. Гученко, О.Н. Завацкая
(Карагандинский государственный университет им. Е.А. Букетова, Казахстан)
E-mail: exciton@list.ru

Поверхностное натяжение упрочняющих покрытий*

Приведено описание методов определения поверхностного натяжения осаждаемых покрытий. Предложенные методы использованы для определения поверхностного натяжения упрочняющих покрытий на основе нитридов металлов. Полученные двумя различными методами значения поверхностного натяжения покрытий совпадают в пределах погрешности эксперимента. Это является подтверждением предложенной модели. По сравнению с чистыми металлами величина поверхностного натяжения нитридов этих металлов уменьшается примерно в 4 раза.

Ключевые слова: поверхностное натяжение, упрочняющие покрытия, нитриды.

In work the description of methods of definition of a superficial tension of besieged coverings is resulted. The offered methods are used for definition of a superficial tension of strengthening coverings on the basis of nitrides of metals. The values of a superficial tension of coverings received by two various methods coincide within an experiment error. It is acknowledgement of the offered model. In comparison with pure metals the size of a superficial tension of nitrides of these metals decreases almost in 4 times. The results received in work open prospect of management of properties of coverings.

Keywords: superficial tension, strengthening coverings, nitrides.

Введение

В современных материалах должны сочетаться высокие свойства и качества для обеспечения необходимых ресурса и надежности работы различных механизмов и машин в машиностроении, авиационной технике и т.д. Получение сплавов металлов, удовлетворяющих таким требованиям, представляет собой сложную и дорогостоящую процедуру. Поэтому разработка методов получения функциональных покрытий, отвечающих современным требованиям промышленного производства, еще долго будет оставаться приоритетным направлением практического материаловедения.

Поскольку технические характеристики покрытий определяются его поверхностными свойствами, то для управления технологическим процессом их получения необходимо научиться измерять поверхностные свойства покрытий и, в первую очередь, поверхностное натяжение. Экспериментальное определение поверхностного натяжения твердых тел затруднено

тем, что их молекулы (атомы) лишены возможности свободно перемещаться. Исключение составляет пластическое течение металлов при температурах, близких к точке плавления, когда подвижность атомов на поверхности становится заметной.

Методы экспериментального определения поверхностного натяжения твердых тел начали разрабатываться в 20-х гг. прошлого столетия. Обзор этих методов приведен в работах [1–4]. Отмечается, что в настоящее время отсутствует метод, который мог бы быть использован для определения поверхностного натяжения в твердой фазе в широком диапазоне температур. Каждый из методов практически ограничен либо температурой, либо величинами, которые экспериментально определяются с малой точностью.

Нами предложены новые методы экспериментального определения поверхностного натяжения твердых тел [5]. Эти методы основаны на измерении размерных эффектов, связанных с изменением некоторого физического свойства малой частицы или тонкой пленки при уменьшении их размера. На размерных эффектах основаны и методы определения поверхностного натяжения осаждаемых покрытий, использованные в работе [6].

*Работа выполнена по программе МОН РК 055 "Научная и/или научно-техническая деятельность", подпрограмма 101 "Грантовое финансирование научных исследований", Грант № 58.

Методика проведения исследований

Были исследованы наиболее изученные и широко применяемые в качестве упрочняющих покрытий нитриды титана, циркония, гафния, ниобия и тантала. Наиболее перспективными для получения наноструктурированных покрытий являются вакуумные ионно-плазменные методы: магнетронного распыления, ионного и вакуумно-дугового осаждения. Качество покрытия можно регулировать путем изменения температуры подложки, давления рабочего газа, потенциала подложки и других технологических параметров. В работе исследованы нитридные покрытия, полученные ионно-плазменным методом при ионном ассистировании или термическим методом.

Исследование микротвердости нитридных покрытий проводилось на микротвердомере "ISOSCAN OD". Толщина покрытия определялась по косым шлифам на металлографическом микроскопе "Эпиквант".

Зависимость микротвердости осаждаемого покрытия от его толщины описывается формулой [5]

$$\mu = \mu_0 \left(1 - \frac{d}{h} \right), \quad (1)$$

где μ , μ_0 – микротвердости осаждаемого покрытия и массивного образца соответственно; h – толщина осаждаемого покрытия. Параметр d связан с поверхностным натяжением σ формулой

$$d = \frac{2\sigma V}{RT}, \quad (2)$$

где σ – поверхностное натяжение массивного образца; V – объем одного моля; R – газовая постоянная; T – температура.

В координатах $\mu \sim 1/h$ ($1/h$ – обратная толщина осаждаемого покрытия) получается прямая, тангенс угла наклона которой определяет d , и по формуле (2) рассчитывается поверхностное натяжение осаждаемого покрытия σ .

Экспериментальные исследования механических свойств наноматериалов показали, что предел прочности, твердость многих металлов (Pd, Cu, Ag, Ni и др.) значительно выше, чем в соответствующих массивных аналогах [7, 8]. Увеличение твердости и прочности с уменьшением зерна до некоторого критического размера характерно для всех кристаллов. Согласно уравнению Холла–Петча предел текучести σ_t зависит обратно пропорционально от среднего размера зерна d [8]. Соотношение Холла–Петча выполняется для значительной части наноматериалов до определенного размера зерна, а при более низких его значениях наблюдаются обратные эффекты: твердость (прочность) падает по мере снижения размера зерна.

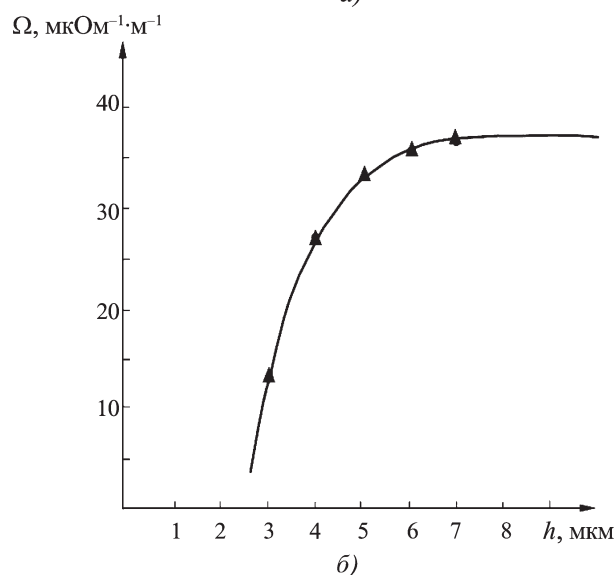
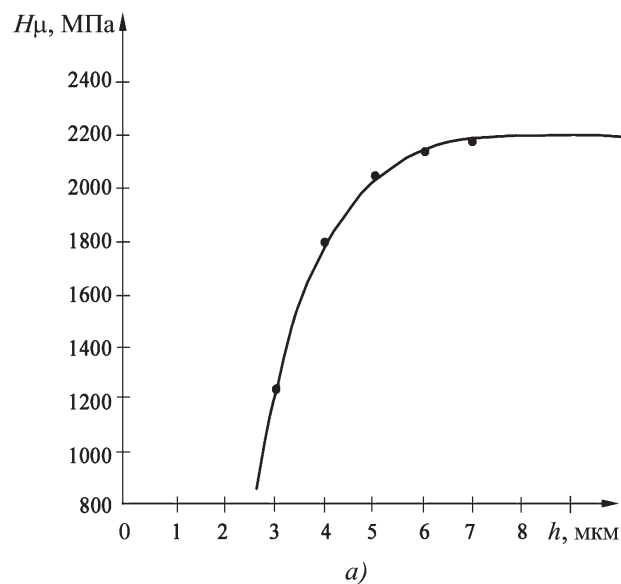


Рис. 1. Зависимость микротвердости (а) и электропроводности (б) от толщины нитрид-титанового покрытия стали X12

Несмотря на большое количество работ по исследованию влияния размерного фактора на механические свойства наноструктур, физические механизмы этого влияния остаются предметом продолжающихся дискуссий. Обстоятельный обзор этой проблемы приведен в работе [9].

В случае упрочняющих покрытий имеется переходная зона, где микротвердость изменяется от микротвердости основы, на которую наносится покрытие, до микротвердости собственно покрытия. Дальнейшее увеличение толщины покрытия также приводит к уменьшению микротвердости в соответствии с моделью Холла–Петча. Если покрытие мягче основы (как в случае антифрикционных покрытий), то наблюдается обратная картина.

Свойства нитридных покрытий

Нитрид	Температура плавления, °С	Микротвердость, ГПа	Электропроводность, мкОм ⁻¹ ·м ⁻¹	Поверхностное натяжение, Дж/м ²	
				покрытия	металла
TiN	2945	20,0	40	0,474	1,933
ZrN	2955	16,0	18	0,518	2,125
HfN	3330	22,0	32	0,610	2,503
NbN	2320	14,0	78	0,670	2,741
TaN	3360	17,5	180	0,735	3,014

Во втором методе измеряется зависимость электропроводности Ω осаждаемого покрытия от его толщины h , которая описывается формулой, аналогичной (1):

$$\Omega = \Omega_0 \left(1 - \frac{d}{h} \right), \quad (3)$$

где Ω_0 – электрическая проводимость массивного образца, а d определяется по формуле (2). Электрическая проводимость покрытий определялась безконтактным методом [10].

Результаты исследований и их обсуждение

Прежде всего, рассмотрим результаты определения поверхностного натяжения нитрид-титановых покрытий, наиболее исследованных и наиболее популярных в практическом применении. Результаты показаны на рис. 1. В координатах $\mu / \mu_0 \sim 1/h$ экспериментальная кривая спрямляется в соответствии с (1), давая значение $h = 1,3$ мкм. Для нитрида титана $\vartheta = 11,44$ см³/моль и из соотношения (2) для поверхностного натяжения получено $\sigma = 0,474$ Дж/м². Экспериментальная зависимость электропроводности Ω осаждаемого покрытия от его толщины h (см. рис. 2) описывается формулой, аналогичной (1). В координатах $\Omega \sim 1/h$ экспериментальная кривая спрямляется, давая значение $d = 1,4$ мкм. Из соотношения (2) для поверхностного натяжения получено $\sigma = 0,479$ Дж/м². Это значение практически совпадает с результатом, полученным из зависимости микротвердости от толщины покрытия, что является подтверждением используемой методики и соотношений (1) и (2).

Поверхностное натяжение для других покрытий определялось по методике, описанной выше для нитрида титана (см. таблицу).

Для чистых металлов величина поверхностного натяжения определена в работе [11]. Из таблицы видно, что в ряду TiN→TaN поверхностное натяжение увеличивается \approx в 2 раза. По сравнению с чистыми металлами оно уменьшается примерно в 4 раза для

всех покрытий, т.е. азот, вступая в реакцию с металлом и образуя химическую связь, действует практически на все металлы одинаковым образом. Явной корреляции между поверхностным натяжением и микротвердостью не наблюдается, но коррелирует проводимость покрытия.

Учитывая, что поверхностная энергия Гиббса ($G = \sigma S$, где S – площадь покрытия) в большинстве случаев есть величина аддитивная, можно изменять поверхностное натяжение, изменяя состав покрытия.

Вывод

Поверхностное натяжение весьма чувствительно к технологическим режимам нанесения покрытия, термообработке, ионному облучению покрытия и к другим внешним факторам. Таким образом, поверхностное натяжение можно считать важным параметром упрочняющих покрытий, контроль которого позволит контролировать и качество самого покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Праттон М. Введение в физику поверхности. Ижевск: НИЦ "Регулярная и хаотичная динамика", 2000. 256 с.
2. Оура К., Лифшиц В.Г., Саранин А.А. и др. Введение в физику поверхности. М.: Наука, 2006. 490 с.
3. О поверхностном натяжении нанокристаллов различной природы / Ю.Н. Сдобняков, В.М. Самсонов, А.Н. Базулев, А.Н. Кульпин // Конденсирование среды и межфазные границы. 2007. Т. 9. № 3. С. 225–260.
4. Ролдугин В.И. Физикохимия поверхности. Долгопрудный: Издательский дом "Интеллект", 2008. 508 с.
5. Поверхностное натяжение твердых тел, малых частиц и тонких пленок / В.М. Юров, В.С. Портнов, Н.Х. Ибраев, С.А. Гученко // Успехи современного естествознания. 2011. № 11. С. 55–59.
6. Пат. № 66095 РФ. Способ измерения поверхностного натяжения осаждаемых покрытий / В.М. Юров, С.А. Гученко, Н.Х. Ибраев. Оpubл. 15.11.2010. Бюл. № 11.
7. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. II. Механические и физические свойства // ФММ. 2000. Т. 89. № 1. С. 91–112.
8. Андриевский Р.Л., Глезер А.М. Прочность наноструктур // УФН. 2009. Т. 179. № 4. С. 337–358.
9. Мальгин Г.А. Прочность и пластичность нанокристаллических материалов и наноразмерных кристаллов // УФН. 2011. Т. 181. № 11. С. 1129–1156.
10. Jurov V.M. Superficial tension of pure metals // Eurasian Physical Technical journal. 2011. Vol. 8. № 1 (15). P. 10–14.



УДК 621.9.048

Ю.Р. Копылов¹, А.В. Глазков²
(¹ВПО "Воронежский Государственный технический университет",
²Механический завод "ВМЗ" –
филиал ФГУП "ГКНЦП" им. М.В. Хруничева, г. Воронеж)
E-mail: urkopulov@mail.ru

Влияние технологии изготовления на дефекты поврежденного поверхностного слоя рабочего колеса турбины

Рассмотрено влияние литья по выплавляемым моделям, пескоструйной и слесарной абразивной зачистки, химической пассивации на образование дефектов и повреждение поверхностного слоя проточной части рабочего колеса турбины.

Ключевые слова: литье по выплавляемым моделям, пескоструйная очистка, слесарная абразивная зачистка, химическая пассивация, дефекты, поврежденный поверхностный слой, рабочее колесо турбины.

In article molding influence on melted models, sanding and metalwork abrasive cleaning, chemical passivation on formation of defects and damage of a blanket of flowing part of the driving wheel of the turbine is considered.

Keywords: molding on melted models, sanding cleaning, metalwork abrasive cleaning, chemical passivation, the defects, the damaged blanket, the driving wheel of the turbine.

Введение

Рабочее колесо турбины (РКТ) является одной из наиболее нагруженных деталей турбонасосного агрегата. Оно проектируется с максимальным ограничением по массе, работает при минимальном запасе прочности, при интенсивных силовых, температурных и химических воздействиях. К нему предъявляются повышенные требования по усталостной прочности и надежности. В 25...40 % случаев отказов турбонасосных агрегатов основными причинами являются недостаточная стабильность и надежность технологических процессов изготовления заготовки и ее отделочно-упрочняющей обработки [1].

В настоящее время проделаны эффективные работы по оптимизации состава шихты сплава, усовершенствована технология вакуумной выплавки, стабилизирован химический состав и механические свойства. Внедрена высокотемпературная газостатическая обработка отливки и поверхностная модификация для измельчения структуры и снижения пористости.

Поверхностный слой остался без существенных доработок и является важным резервом повышения надежности РКТ. При этом он принимает наибольшие силовые, температурные и химические воздей-

ствия. На нем сосредоточена большая часть дефектов и повреждений. Поэтому наибольшее количество микротрещин и развитие их в магистральные трещины под воздействием высокочастотных циклических нагрузок происходят в поверхностном слое. В этой связи технология формирования качества поверхностного слоя оказывает большое влияние на надежность РКТ и является актуальной.

Основными причинами образования дефектов и повреждений на поверхности является литье, которое вызывает структурные дефекты, скопление карбидов и образование повышенной пористости; пескоструйная обработка и слесарная зачистка – формируют растягивающие остаточные напряжения; химическая пассивация – вызывает межкристаллическое окисление.

Литье РКТ выполняется по выплавляемым моделям. Керамическая оболочка заготовки изготавливается с двумя защитными слоями на основе электрокорунда, а остальные слои – на основе плавящего кварца. Перед заливкой керамическая оболочка прокаливается при температуре $T = (960+40)^\circ\text{C}$ не менее 8 ч для удаления газовых составляющих, нагрева формы, лучшего заполнения полостей расплавом и повышения прочности заготовки. Литая заготовка

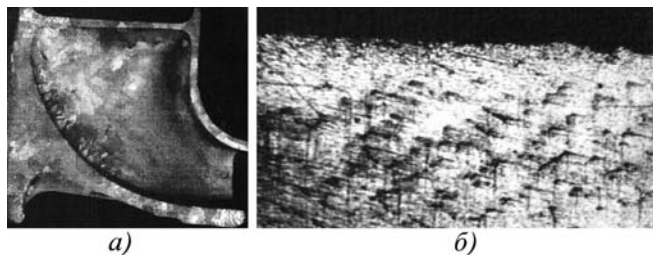


Рис. 1. Микрошлиф поперечного сечения проточной части РКТ (а); поверхностный слой проточного канала (б), $\times 100$

имеет плотную макроструктуру, макрозерно в сечении лопатки соответствует 8–9-му баллу шкалы № 4 НИАТ без существенных различий по величине зерна в приповерхностной зоне и в центральной части (рис. 1, а). Структура материала удовлетворительная, без признаков перегрева; характер распределения карбидной фазы, форма и размеры карбидов соответствуют эталонным образцам (рис. 1, б).

Заливка формы рабочего колеса турбины жидким металлом жаропрочного сплава ЖСЗ-ДК осуществляется при температуре $T = (1570+10)^\circ\text{C}$. Оболочка выполняется из инертного электрокорунда, температура плавления которого составляет $T = 2050^\circ\text{C}$. В процессе заливки керамической оболочки и затвердевания металла происходит силовое и термическое взаимодействие между оболочкой и отливкой. Оболочка обладает химической стойкостью, снижающей образование дефектов отливок, лицевой слой керамической оболочки контактирует с жидким металлом.

На поверхности отливки образуются поверхностные дефекты в виде пригаров, засоров и структурных дефектов. На поверхностях литых лопаток возникают структурные изменения (рис. 2) в виде светлого не травящегося в реактиве слоя. При электролитическом травлении образцов на поверхности отливок возникает светлый, не травящийся применяемым реактивом, поверхностный слой толщиной 25...75 мкм. Образование таких слоев объясняется диффузионными процессами, происходящими на поверхности заготовки при литье и термообработке. В поверхностном

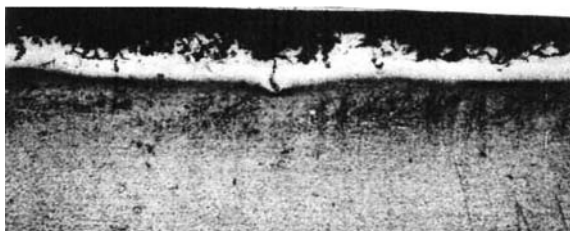


Рис. 2. Структура "отбеленного" поверхностного слоя лопатки литой заготовки РКТ толщиной 25...75 мкм

слое литой заготовки РКТ образуются пригары, засоры и структурные дефекты, скопления карбидов и микротрещин, а при химической пассивации возникает межкристаллитное окисление, которое образует дефектный поврежденный поверхностный слой толщиной 25...75 мкм и более.

Исследование изломов по вскрытым трещинам и по вырыву, выполненные на растровом электронном микроскопе, показали, что трещины и вырывы располагаются на выходной кромке лопатки на расстоянии на 1/3 пера лопатки от ступицы колеса. Очаги микротрещин находятся преимущественно со стороны вогнутой поверхности лопатки, где действуют растягивающие эксплуатационные напряжения от изгибающих сил. В процессе развития трещины возникают дополнительные очаги усталостного разрушения из-за наличия в поверхностном слое литейной пористости и крупных карбидов. Микроструктура в поперечном сечении лопаток однородная крупнозернистая, микроструктура спинки лопатки неоднородная: зерна большего размера располагаются в зоне сопряжения поверхностей пера лопатки. На поверхности спинки и корыта встречаются литейные поры, количество их больше со стороны корыта. Очаги зарождения усталостных трещин находятся в зоне скопления крупных карбидов и литейных пор. Некоторые

Статистика механических свойств ЖСЗ-ДК по образцам-свидетелям согласно данных технического контроля

$\sigma_{\text{пр}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %
Норма, не менее		
900	700	8
При $T = 20^\circ\text{C}$		
900	845	10,4
941	866	10,8
966	839	13,2
Норма, не менее		
900	700	7
При $T = 550^\circ\text{C}$		
784	624	13,2
836	728	12,8
813	831	15,2
<p>Обозначения: $\sigma_{\text{пр}}$ – предел прочности; $\sigma_{\text{т}}$ – предел текучести; δ – относительное удлинение.</p>		

результаты механических свойств представлены в таблице.

Пескоструйная очистка колеса турбины выполняется электрокорундами марки 15А, 18А с номерами зернистости 60 и 63 по ОСТ 2МТ 71-5-84. Обдувка абразивным "песком" осуществляется при давлении 0,20...0,25 Па. Расстояние от среза сопла до поверхности заготовки ≈ 150 мм. Угол наклона струи к поверхности лопаток $\approx 20...45^\circ$. Продолжительность операции обдувки поверхностей составляет 10...15 мин. Пескоструйная обработка снижает усталостную прочность и долговечность. Шероховатость снижается с $R_z = 40...80$ мкм до $R_z = 28...35$ мкм. В поверхностном слое формируются растягивающие остаточные напряжения до 200...300 МПа. Эти дефекты являются источниками возникновения усталостных трещин, отказов и разрушения РКТ. Контроль качества заготовки производится визуально: поверхности должны иметь ровный матово-серый цвет; не должны иметь окалин, следов металлического блеска и окисленных участков. При пескоструйной очистке колеса турбины формируются растягивающие остаточные напряжения.

Слесарная абразивная зачистка предусматривает зачистку локальных дефектов в поверхностном слое, снятие заусенцев и скругление острых кромок. При зачистке царапин и других дефектов применяют абразивные материалы, не содержащие железа, запрещается применять стальные щетки. Также нельзя использовать жидкости или порошки, содержащие хлор, который является злейшим врагом коррозионной стойкости стали. Слесарная зачистка выполняется пневматической ручной шлифовальной машинкой с насадными абразивными головками, борфрезами из твердого сплава ВК8 при давлении в сети 0,5...0,6 Па. Абразивные шлифовальные головки изготавливаются из белого электрокорунда марки 25А, зерно 25 на керамической связке. При слесарной абразивной зачистке колеса турбины формируются растягивающие остаточные напряжения.

Химическая пассивация состоит в погружении деталей в растворы кислот или щелочей, которые взаимодействуют с находящимися на поверхности металла окислами. Она сопровождается физико-химическими воздействиями на металл и снижает усталостную прочность до 15...30 %. Наиболее универсальным и надежным методом удаления продуктов коррозии и осветления поверхности сплавов на основе железа является обработка металла ингибированными кислотами. При удалении продуктов коррозии с поверхности сплавов на железной основе с незначительной потерей металла хорошие результаты дает катодная обработка в щелочном растворе. Катодное травление в растворе серной кислоты с ингибитором дает хоро-

шие результаты при снятии продуктов коррозии с нержавеющей стали. Катодное травление в 2,5%-ном растворе H_2SO_4 с добавкой 6 г/л уротропина при комнатной температуре предпочтительнее при снятии продуктов коррозии с 5%-ной хромистой стали по сравнению с травлением в щелочном растворе. Упрочнение дефектного, поврежденного пескоструйной и химической обработкой слоя, снижает усталостную прочность, долговечность и надежность РКТ. Поэтому необходимо перед упрочнением осуществлять полное или частичное удаление дефектов поверхностного слоя.

Снижение количества дефектов поврежденного слоя возможно за счет полного или частичного удаления поврежденного поверхностного слоя толщиной от 25...75 мкм. Так как РКТ имеет недоступное расположение поверхностей для закрепленных инструментов, то для их упрочнения применяется *виброабразивная обработка (ВО)* и *виброударное упрочнение (ВУ)*. Нахождение оптимальных режимов обработки экспериментальным путем неэффективно. Компьютерное сплайновое моделирование ВУ позволяет определить шероховатость, наклеп и остаточные напряжения на любом участке детали с указанием координат расположения проблемных, недостаточно упрочненных участков; проверить эффективность технических решений повышения качества; сократить время и средства проектирования, обработки технологий.

Теоретическая постановка задачи

Повысить величину снятия дефектного слоя металла можно за счет увеличения амплитуды колебаний, зернистости и размера абразивных гранул. Это приводит к сокращению ресурса оборудования, увеличению высоты микронеровностей и износу абразивных гранул [1]. В работе повышение величины снятого дефектного слоя металла осуществляется за счет увеличения вероятности микрорезания. Для создания условий микрорезания необходимо, чтобы вершины абразивных гранул внедрялись в поверхность детали на глубину h_0 , большую радиуса закругления зерен, $h_0 \geq r_3$ [2], удерживались в таком положении в течение всего или части времени их соударения $\tau_{ск}$ со скольжением на длину $L_{ск}$.

Это можно обеспечить за счет одновременного поджатия и принудительной экструзии инструментальной среды, угловых колебаний детали. В результате повысится усилие прижатия абразивных гранул к поверхности детали в момент соударений и увеличится путь их скольжения относительно поверхности детали.

Доля режущих зерен при ВО деталей с закреплением не превышает 7...15 % [3]. Профиль установившейся шероховатости имеет кратерообразную форму

и случайный характер. Массовое удельное снятие дефектного слоя составляет от 8...20 до 40...90 мгр/см²·ч, размерного – 3...15 мкм и имеет усталостный характер.

Массовое и размерное снятие дефектного слоя за один час ВО с *j*-го сплайна при поджатии и принудительной экструзии

$$G_{mjk} \cong \frac{3600}{S_d} (\omega + \omega_\phi) P k_{3и}^M \times \left\{ \frac{\Theta_{\tau_{ij}} \rho_3}{2,857 \sigma_B} \sqrt{1 + \frac{L_{ск_{ij}}^2}{4h_{3_{ij}} D_q}} \right\}; \quad (1)$$

$$h_{pjk} \cong P t k_{3и}^P k_{фд} \frac{A \omega^2 + A_\phi \omega_\phi^2}{g} \sqrt{\frac{2 \Theta_{\tau_{ij}}}{2,857 \pi \sigma_B D_{гр}}} \times \sqrt{1 + (L_{ск_{ij}}^2 / (4h_{3_{ij}} D_{гр}))}, \quad (2)$$

где *P* – вероятность того, что соударения *jk*-го сплайна (участка) детали с инструментальной средой происходят в момент касательных перемещений детали с микрорезанием; *t* – время обработки; *k_{3и}^P* – коэффициент влияния зернистости абразивных гранул на сьем металла; *k_{фд}* – коэффициент формы детали; *A*, ω – амплитуда и частота плоских колебаний; *A_φ*, ω_ϕ – амплитуда и частота угловых колебаний; *g* – ускорение свободного падения; $\Theta_{\tau_{ij}}$ – энергия периодических взаимодействий *j*-го участка детали с *i*-й группой абразивных гранул инструментальной среды; σ_B – предел прочности материала заготовки; *D_{гр}* – диаметр описанной окружности абразивной гранулы; *L_{ск_{ij}}* – путь скольжения гранулы по поверхности детали; *h_{3_{ij}}* – глубины внедрения зерна *i*-й абразивной гранулы инструментальной среды в *j*-й участок поверхности.

Путь скольжения *i*-й группы гранул по *j*-му сплайну детали

$$L_{ск_{ij}} \cong V_{\tau_{ij}} \tau_{ск} = (x_{гр_i} - x_{гр_{(i+1)}}) (t_{гр_i} - t_{гр_{(i+1)}}) \tau_{ск_j}. \quad (3)$$

Количество гранул в группе, соударяющейся с *j*-м сплайном детали, и продолжительность скольжения относительно его

$$n_{гр} = \frac{V_{\tau_{ij}} t_{\tau_{ij}}}{\delta_{ij}}; \quad \tau_{ij} = \pi n_{гр} R \left(\frac{5m_{\tau_{ij}}}{4k_{vE} k_r} \right)^{\frac{2}{5}} V_{\tau_{ij}}^{\frac{1}{5}}, \quad (4)$$

где коэффициент упругости *k_{vE}* и контактной жесткости *k_r*, глубина внедрения *h_{3_j}* зерна *i*-й абразивной гранулы инструментальной среды в *j*-й сплайн по-

верхности детали определяется следующими зависимостями [1]:

$$k_{vE} = \left[\frac{1 - v_d^2}{E_d} + \frac{1 - v_{гр}^2}{E_{гр}} \right]; \quad (5)$$

$$k_r = \frac{2 E_d}{3(1 - v_d^2)} \sqrt{\frac{r_d r_{гр}}{r_d + r_{гр}}}; \quad (6)$$

$$h_{3_{ij}} = \sqrt{\frac{2 \Theta_{\tau_{ij}}}{\pi \text{НМ}_d D_{гр}}}, \quad (7)$$

где *v*, *E* – коэффициент Пуассона и модуль Юнга; *r_d*, *r_{гр}* – радиусы детали и гранулы в зоне их контакта соответственно; НМ_d – динамическая твердость по Майеру материала детали.

Энергия периодических соударений *j*-го сплайна (участка) поверхности с *i*-й группой вибрирующих частиц инструментальной среды

$$\Theta_{\tau_{ij}} = \frac{2m_{ij} \{ (A_d \omega_d \cos \varepsilon_{\tau_{ij}})^2 + (A_{гр} \omega_{гр} \cos \varepsilon_{\tau_{ij}})^2 + (A_{ск} \omega_{ск} \cos \varepsilon_{ск_{ij}})^2 \}}{\dot{\psi}(T) + (1 - R^2)}, \quad (8)$$

где *m_{гр}* – масса гранулы; *T* – период колебаний; *R* – коэффициент восстановления косых соударений.

Тогда масса соударяющейся *i*-й группы гранул с *j*-м сплайном детали

$$m_{\tau_{ij}} \cong m_{гр} + \frac{\rho_{ж} D_{гр}^2 v_{\tau_{ij}} \tau_{ij}}{\delta_{гр_{ij}} / 0,5 D_{гр}} + \frac{4 v_{\tau_{ij}} \tau_{ij}^2 g (G_{ис} \tau_{ij} + \alpha_{ис})}{2 R \delta_{гр_{ij}}} + \left(1 + \frac{(L_{\tau_{ij}})^2}{2 h_{ij} D_q} \right), \quad (9)$$

где $\rho_{ж}$ – плотность технологической жидкости; $v_{\tau_{ij}}$, τ_{ij} – скорость и время соударения *i*-й группы гранул с *j*-м сплайном детали соответственно; $\delta_{гр_{ij}}$ – амплитуда динамического зазора между гранулами *j*-го сплайна; *g* – ускорение свободного падения; *G_{ис}*, $\alpha_{ис}$ – жесткость и сопротивление движению тела в инструментальной среде соответственно.

Результаты компьютерного моделирования

Фрагмент интерфейса моделирования ВО проточных каналов РКТ представлен на рис. 3. Компьютерное сплайновое моделирование выполняется следующим образом [1]. Строится размерная модель технологической системы, делаются необходимые сечения. Контуры детали и контейнера в сечениях разбивают-

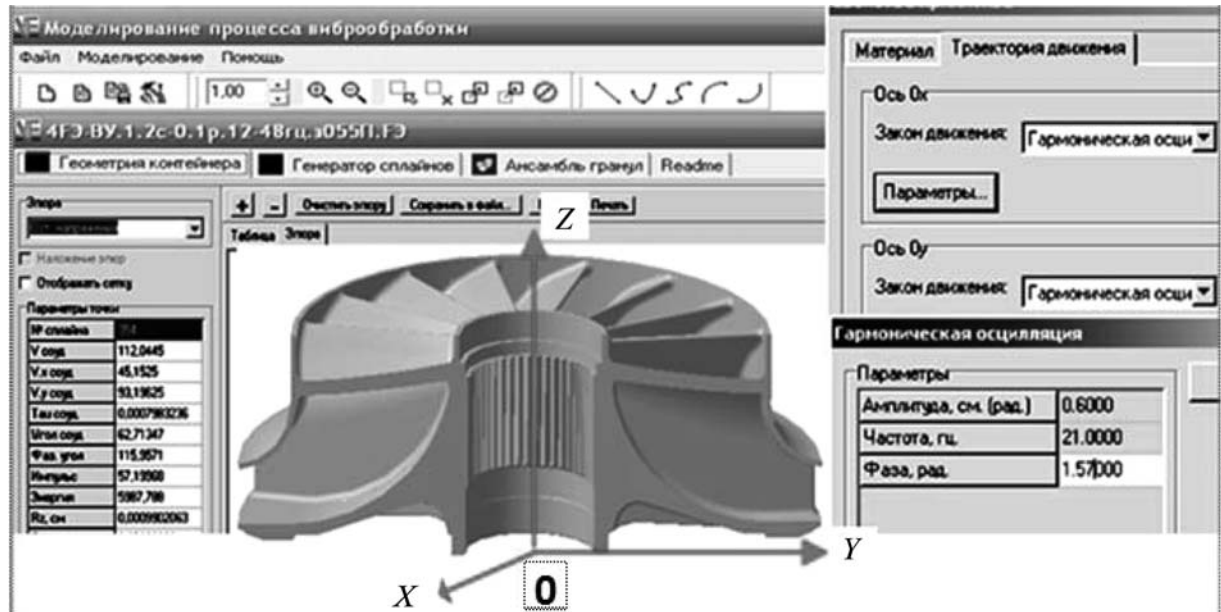


Рис. 3. Фрагмент интерфейса компьютерного моделирования процессов виброабразивной обработки проточных каналов рабочего колеса ТНА турбонасосного агрегата

ся на сплайны, 65...80 % свободной площади контейнера "заполняется" инструментальной средой.

Координаты всех сплайнов и центров частиц запоминаются компьютером. Задаются физико-механические свойства, шероховатость, амплитуда, частота колебаний и другие условия, выполняется моделирование. По формулам (1)–(9) вычисляются динамические и технологические параметры. Строятся и анализируются эпюры распределения параметров для различных сплайнов и сечений, выявляются сплайны с недостаточной обработкой. Определяются технические решения для повышения качества обработки на проблемных участках. Делается оценка относительной и абсолютной погрешности, стабильности и на-

дежности ВУ с учетом допусков по конструкторской документации и технологическим условиям. Выполняются повторные моделирования до получения требуемого результата. Вычисляются амплитуды скорости и частоты колебаний по координатам. Выбирается оборудование. Теоретическое распределение размерного снятия дефектного слоя металла в проточных каналах рабочего колеса представлено на рис. 4. Заготовка изготавливается литьем по выплавляемым моделям. Материал – высокопрочный жаростойкий сплав ЖСЗ-ДК.

Размерное снятие дефектного слоя $h_{см}$ с увеличением амплитуды плоских колебаний в два раза, с 0,4 до 0,8 см, при $\omega = const$ неравномерно увеличивается

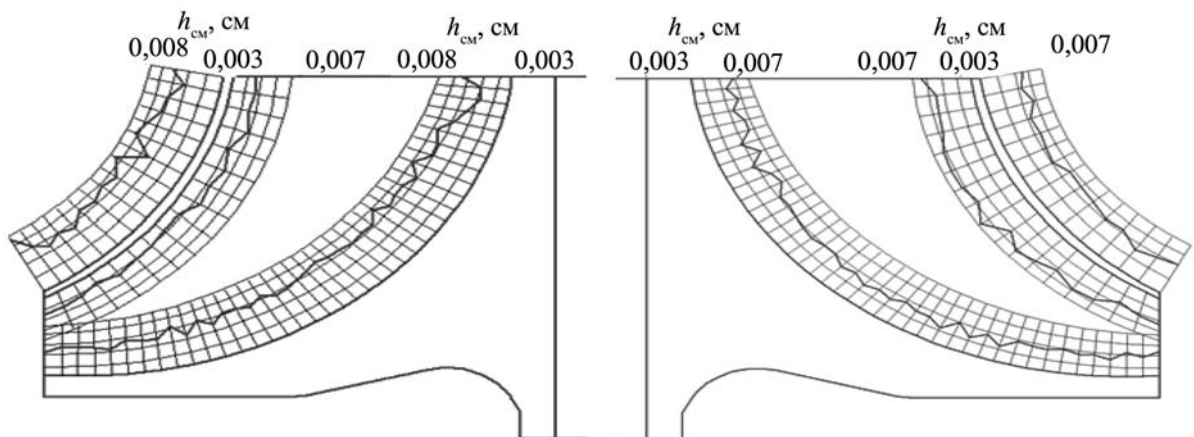


Рис. 4. Сплайновое распределение размерного снятия дефектного слоя $h_{см}$ в проточных каналах № 5, 12 основного и покрывного дисков на наружной поверхности покрывного диска при экструзии с амплитудой скорости 0,26 см/с

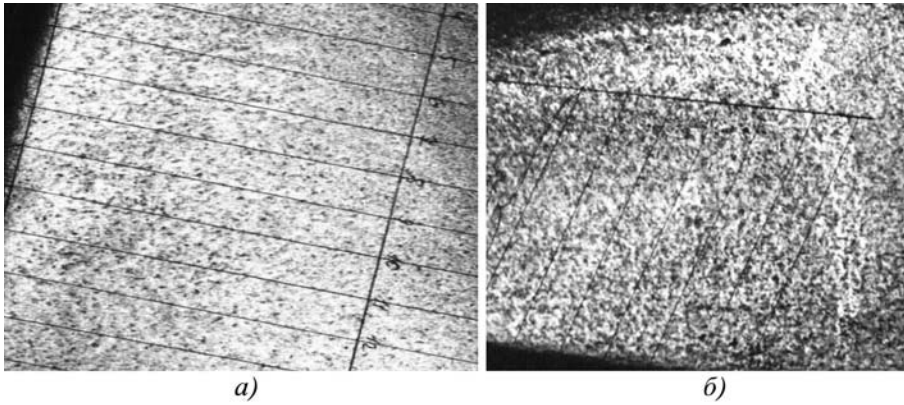


Рис. 5. Длина линий, проходящих через "темный фон" спинки лопатки:
 а – по серийной технологии 12...13 %; б – с принудительной экструзией 22...25 %

до 3–4 раз с образованием на различных участках проточных каналов множества экстремумов (см. рис. 4).

Теоретическое значение снятия дефектного слоя при ВО без поджатия инструментальной среды абразивных гранул ПТ-10 зернистостью № 8 в течение $t = 60$ мин с амплитудой $A = 0,37$ см, частотой $\omega = 150 \text{ с}^{-1}$ составляет $h_{\text{см}} = 5...9$ мкм при поджатии $0,32 - 12...17$ [2], а с принудительной экструзией – $30...50$ мкм. При увеличении амплитуды угловых колебаний детали A_{ϕ} от $0,02$ до $2,0$ рад h_p повышается до $45...75$ мкм. Увеличение ω_{ϕ} при постоянной скорости угловых колебаний незначительно изменяет h_p .

Экспериментальное измерение определенной площади снятого металла дефектного слоя осуществляется методом секущих линий по фотоизображениям поверхности лопатки (рис. 5, а, б). На фото более темные участки негатива соответствуют снятому металлу на выступах; серые – частичному снятию металла, белые – исходному состоянию металла после литья. Площадь снятого металла при ВО по технологии без экструзии (см. рис. 5, а) составляет 21...23 (а), с принудительной экструзией – 44...48 % (см. рис. 5, б). При использовании угловых колебаний площадь выступающих участков поверхности лопаток со снятым металлом (темный фон), достигает 40...80 % от общей контролируемой площади лопатки.

Массовое снятие металла, определяемое взвешиванием, при обработке без экструзии составляет $C_m = 41...57$ мгр/см²·ч, при обработке с экструзией – $C_m = 60...70$ мгр/см²·ч, при угловых колебаниях с амплитудой скорости $0,1$ рад/с снятие возрастает до $70...95$ мгр/см²·ч.

Снятие металла в зависимости от угла соударения имеет экстремальный характер, максимальные значения соответствуют углу $\beta = 40 \pm 5^\circ$. В среднем ВО проточных каналов РКТ с поджатием увеличивает съем

\approx в 2 раза, дополнительно с применением угловых колебаний – до 2,5 раз; с принудительной экструзией \approx в 3 раза.

Использовались два варианта привода приспособления для принудительной экструзии [3] пневматический привод с амплитудой скорости $0,2...0,35$ см/с; кинематический эксцентриковый привод с амплитудой скорости $2,26$ см/с. Более надежную работу продемонстрировал пневматический привод, так как он менее чувствителен к силовым перегрузкам. Для перемещения инструментальной среды, вибрирующей с ускорением $A\omega^2 = 72 \text{ м/с}^2$, через проточные каналы РКТ на величину $4,5$ см за 23 с с амплитудой скорости $0,2$ см/с потребовалось усилие 1500 Н. Сопротивление перемещению вибрирующей инструментальной среды через проточные каналы рабочего колеса $\alpha \approx 750$ кг·с/см.

Выводы

Проточные каналы РКТ имеют недоступное расположение поверхностей для закрепленных и струйных инструментов. ВО является наиболее эффективным методом их обработки. Но из-за отсутствия кинематической связи вибрирующей инструментальной среды со станком и деталью доля режущих зерен не превышает 7...15 % [1]. Для создания микрорезания необходимо, чтобы вершины абразивных гранул внедрялись в поверхность детали на глубину h_0 большую радиуса закругления зерен $h_0 \geq r_3$, прижимались к поверхности детали и удерживались в таком положении в течение времени их соударения со скольжением [3]. Это можно обеспечить за счет одновременного поджатия [1], принудительной экструзии вибрирующей инструментальной среды и угловых колебаний детали [2]. В результате повысится съем дефектов с поврежденного поверхностного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Копылов Ю.Р. Динамика процессов виброударного упрочнения. Воронеж: Научная книга, 2011. 569 с.
2. Копылов Ю.Р., Емельянов С.В. Определение съема металла при виброабразивной обработке деталей с закреплением // Фундаментальные и прикладные проблемы технологии машиностроения: сб. науч. тр. Орел: ОрелГТУ, 2004. С. 13–14.
3. Копылов Ю.Р., Глазков А.В. Виброабразивное упрочнение проточной части центробежного колеса турбины с экструзией инструментальной среды // Управляемые вибрационные технологии и машины: сб. науч. ст. Курск: ЮЗГУ, 2012. С. 295–300.

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2013 г.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Будиновский С.А.** Применение аналитической модели определения упругих механических и термических напряжений в многослойной системе в решении задач по созданию жаростойких алюминидных покрытий № 3
- Бурак П.И., Латыпов Р.А., Серов А.В., Бугаев А.М.** Особенности получения восстанавливаемых покрытий электроконтактной приваркой металлической ленты № 3
- Гадалов В.Н., Агеев Е.В., Розина Т.Н., Давыдов А.А., Бобрышев Р.В., Борсяков А.С.** Исследование и оптимизация процессов термической и химико-термической обработки литейных жаропрочных никелевых сплавов путем математического моделирования № 2
- Головин Е.Д., Кузнецов В.А., Черепанов А.Н., Батаев А.А., Батаев И.А., Веселов С.В.** Структура и свойства модифицированного алюминия АД0 № 3
- Гончаров В.С., Васильев Е.В.** Упрочнение длиннономерных протяжек в ионно-плазменных установках типа ННВ-6.6-И1 № 6
- Гуревич Ю.Г., Овсянников В.Е., Фролов В.А.** Поверхностное упрочнение феррито-перлитного серого чугуна взаимодействием с оксидом молибдена № 6
- Ким В.А., Бутин А.В., Каримов Ш.А.** Самоорганизация микроструктуры безвольфрамового твердосплавного покрытия, полученного методом электроимпульсного припекания № 1
- Коленчин Н.Ф., Кусков В.Н.** Применение озono-воздушной смеси для интенсификации процессов анодирования алюминиевого сплава АЛ9 № 2
- Комаровская В.М., Иващенко С.А.** Оптимизация режимов ионной обработки поверхности неметаллических материалов № 3
- Лахоткин Ю.В., Кузьмин В.П., Душик В.В., Рыбкина Т.В.** Новый низкотемпературный метод нанесения твердых наноструктурированных покрытий на изделия сложной формы № 6

- Носков А.С., Королев А.В., Салимов Б.Н., Решетникова О.П.** Экспериментальное исследование нанесения на поверхность дорожки качения подшипников твердой графитовой смазки ультразвуковым методом № 9
- Петренко К.П.** Структурная модель проектирования упрочняющих технологических процессов, обеспечивающих заданное качество поверхностного слоя № 1
- Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Трушина Е.Б.** Влияние состава основы на структуру и свойства диффузионных боридных покрытий № 4
- Собачкин А.В., Попова А.А., Назаров И.В.** Структура и свойства газодетонационных покрытий различного функционального назначения на основе порошков слоистых механокомполитов с металлической и интерметаллидной матрицей № 6

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ
ОБРАБОТКА

- Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Мельшанов А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачёв М.С.** Обработка стали твердыми частицами с использованием газодинамических установок № 9
- Бабичев А.П., Коваль Н.С., Алексеенко А.В., Максимов Д.В.** Об особенностях упрочняющей обработки в условиях виброволнового нагружения № 12
- Зубков Н.Н., Васильев С.Г.** Повышение износостойкости деталей пар трения скольжения на основе метода деформирующего резания № 8
- Ильюшенко А.Ф., Фомихина И.В., Ковалевский В.Н.** Закономерности и механизм формирования структуры в аустенитных сталях методами высокоскоростной пластической деформации и температуры № 1
- Калафатова Л.П., Поколенко Д.В.** Повышение прочности изделий из ситаллов за счет снижения уровня дефектности их поверхностного слоя при алмазном шлифовании № 5
- Лебедев В.А., Бабичев А.П., Иванов В.В., Проккопц Г.А.** Энергетический подход к проектированию эффективных технологий упрочнения ППД свободными инденторами № 5

- Леонов С.Л., Татаркин Е.Ю.** Общие принципы конструирования имитационных моделей процессов механической обработки для подготовки основы под нанесение покрытия..... № 4
- Махалов М.С., Блюменштейн В.Ю.** Расчетная модель остаточных напряжений упрочненного поверхностного слоя после обработки поверхностным пластическим деформированием № 4
- Мерчалов А.С.** Эффективность виброударного упрочнения с упругим креплением крупногабаритных деталей авиационного производства в ближорезонансных режимах..... № 12
- Цеханов Ю.А., Шейкин С.Е., Карих Д., Сергач Д.А.** Упрочнение накатыванием шаровой опоры из чистого титана эндопротеза тазобедренного сустава человека № 4
- Шестаков С.Д.** Ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование для упрочнения и пассивации наклепом: теория, технологические процессы и аппараты..... № 7
- Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев Д.А., Быценко О.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И.** Влияние релаксационных процессов на эффективность обработки поверхности деталей высокоточными импульсными электронными пучками..... № 1

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Абашкин Р.Е., Алтухов А.Ю.** Исследование фазового состава жаропрочного сплава ЭП202 после термической обработки..... № 5
- Ковтунов А.И., Чермашенцева Т.В., Мямин С.В.** Исследование процессов жидкофазного формирования покрытий на основе алюминидов никеля № 4
- Муравьев В.И., Фролов А.В., Ким В.А., Тарасов Е.А.** Применение низкого отпуска и многократной предварительной закалки для совершенствования структуры стали и формирования ее оптимальных механических характеристик № 2

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Алимбаева Б.Ш., Коротаев Д.Н., Машков Ю.К., Мишуров А.Ф.** Физико-механические свойства и структурно-фазовое состояние конструкционной стали 15ХГН2ТА при электроискровом легировании в различных технологических условиях № 11

- Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Ботянов Е.В., Раткевич Г.В., Гречишкин Р.М.** Структурные фазовые превращения в быстрорежущей стали при лазерной закалке с оплавлением поверхности многоканальным CO₂ лазером № 8
- Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д., Кузьмичев Е.Н., Лихачев Е.А.** Получение легированных покрытий при наплавке новыми сварочными электродами с использованием цирконийсодержащего минерального сырья..... № 11
- Бабенко Э.Г., Николенко С.В., Кузьмичев Е.Н.** Комбинированная обработка стали Ст3 электроискровым легированием и газоелектрической наплавкой в среде CO₂ № 8
- Барабонова И.А., Афанасьева Л.Е., Ботянов Е.В., Раткевич Г.В.** Градиентное упрочнение наплавленной быстрорежущей стали газолазерной резкой № 9
- Бурков А.А., Пячин С.А., Метлицкая Л.П., Пугачевский М.А.** Использование гранул WC-Co сплава для нанесения электроискровых покрытий..... № 5
- Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф., Попов О.Н.** Взаимосвязь характеристик заполнения порошковой проволоки и структуры износостойкого покрытия с тугоплавкими добавками..... № 10
- Власов С.Н., Сизов С.В., Табаков В.П.** Моделирование воздействия импульсного лазерного излучения на многослойное покрытие..... № 12
- Гадалов В.Н., Сафонов С.В., Романенко Е.Ф.** Повышение износостойкости порошкового титанового сплава ТЮ7М2Ф2Ц2 электроискровым легированием из сплава ПГ-10Н-01 № 12
- Гончаров В.С., Васильев Е.В., Гончаров М.В.** Восстановление и упрочнение раскатных роликов № 7
- Егунов А.И., Артеменко Ю.А., Путинцева М.Н., Чирков А.Е.** Коаксиальная лазерная газопорошковая наплавка композиционного сплава системы WC+NiCrBSi: влияние фазовых и структурных превращений на параметры качества покрытий № 5
- Ерёмина К.П., Астапов И.А., Химухин С.Н., Теслина М.А., Гостищев В.В., Ри Хосен, Ри Э.Х.** Интерметаллидные сплавы для получения покрытий методом электроискрового легирования № 10

Килов А.С. Совмещение скоростного нагрева и охлаждения изделий..... № 1

Клубович В.В., Хейфец М.Л., Хилько Д.Н. Упрочнение поверхностей изделий с управлением свойствами технологической среды в электрофизических полях..... № 10

Коренев В.Н., Барабаш В.В., Семенов А.В., Карасев И.С., Волков А.О. Анализ прочности сцепления порошковых покрытий при газопламенном напылении водородно-кислородным пламенем № 2

Кошуро В.А., Нечаев Г.Г., Лясникова А.В. Влияние плазменных процессов формирования покрытий на механические характеристики изделий из титановых сплавов..... № 10

Крикакова М.В., Гончаренко И.М., Лобач М.И. Зависимость физико-механических свойств покрытий от материала подложки при использовании фильтрованного многокомпонентного потока вакуумно-дуговой плазмы..... № 5

Маранц А.В., Сова А.А., Нарва В.К., Сму-ров И.Ю. Получение покрытий методом холодного напыления с последующей лазерной обработкой № 8

Минаков Н.В., Блошаневич А.М., Крапивка Н.А., Рудык Н.Д., Хоменко Г.Е. Сравнительное исследование влияния лазерной обработки на структуру и твердость высокоэнтропийного сплава TiZrHfVNBa и технически чистого титана № 11

Романов Р.И., Жукова Е.А., Фоминский В.Ю., Бычкова М.Я. О влиянии плотности энергии облучения мишени на трибологические свойства углеродных алмазоподобных покрытий при импульсном лазерном осаждении..... № 7

Самотугин С.С., Мазур В.А. Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей..... № 4

Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Тищенко А.Н., Ковалева М.Г., Прозорова М.С., Арсеенко М.Ю., Смолякова М.Ю. Структура и свойства модифицированного плазмой слоя на рабочей поверхности ножей для резки проката в металлургическом производстве № 3

Фёдоров М.В., Зайдес С.А., Неживляк А.Е. Анализ влияния плазменного упрочнения гребней колесных пар локомотива на эксплуатационную долговечность в системе "колесо—рельс" № 8

Федотов А.Ф., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Лавро В.Н., Алтухов С.И., Латухин Е.И., Давыдов Д.М. Состав, структура и свойства многокомпонентных СВС-прессованных катодов системы Ti—C—Al и полученных из них вакуумно-дуговых покрытий № 8

Шулов В.А., Энгелько В.И., Громов А.Н., Теряев Д.А., Быщенко О.А. Влияние режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками на процесс кратерообразования на поверхности мишеней из никелевых сплавов..... № 11

Шулов В.А., Энгелько В.И., Громов А.Н., Теряев Д.А., Быщенко О.А. Применение сильноточных импульсных электронных пучков для модифицирования поверхности лопаток газотурбинного двигателя с перфорационными отверстиями..... № 10

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П. Методологические принципы создания функциональных покрытий для режущего инструмента № 2

Веселовский А.А. Особенности термодиффузионной металлизации серого и высокопрочного чугунов ванадием и хромом, хромом и марганцем, ванадием и марганцем № 11

Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах..... № 12

Колмыков В.И., Горожанкин В.В., Романенко Д.Н. К вопросу об использовании химико-термической обработки для повышения стойкости бурового инструмента и деталей горных машин № 9

Муравьёв В.И., Бахматов П.В., Лончаков С.З., Чинилов Н.Г. Влияние алитирования конструкционных сталей в расплавленном алюминии на структуру и свойства изделий из них № 11

Шматов А.А. Формирование композиционной структуры при термогидрохимической обработке твердого сплава № 2

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

- Белоцерковский М.А., Чекулаев А.В.** Строение и свойства полимерных покрытий, полученных распылением экструдатов..... № 6
- Букарев И.М., Аборкин А.В.** Влияние режима напыления на структуру и свойства многослойных нитридных покрытий..... № 11
- Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л.** Формирование композиционного покрытия NiCrBSi–TiC с повышенной абразивной износостойкостью методом газопорошковой лазерной наплавки..... № 11
- Пошивалова Е.Ю., Фомин А.А., Лясников В.Н.** Влияние дисперсности порошка лантансодержащего гидроксипатита на микроструктуру и состав покрытий внутрикостных имплантатов..... № 2

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Акуличев А.Г., Трофимов В.В.** Плотность дислокаций в стали 20Х3МВФ-ш после нитроцементации и последующей термической обработки..... № 12
- Алтухова В.В., Верещака А.С., Григорьев С.Н., Киричек А.В., Мокрицкий Б.Я.** Проектирование эффективных технологических процессов упрочнения инструментальных материалов..... № 5
- Болдырев А.А., Смоленцев В.П.** Повышение точности базирования деталей реологическими средами с переменной плотностью..... № 6
- Демин П.Е., Петрова Л.Г., Александров В.А.** Повышение коррозионной стойкости стальных заглушек на двигателях способами комбинированной металлизации алюминием и титаном..... № 9
- Кадырметов А.М., Сухочев Г.А., Мальцев А.Ф.** Моделирование качества покрытий, полученных плазменным напылением с одновременной электромеханической обработкой..... № 8
- Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Тарасов Д.Е.** Упрочнение железоуглеродистых сплавов комбинированной обработкой волной деформации и цементацией..... № 12

- Коробова Н.В., Беликов А.И., Панфилов Ю.В.** Методы нанесения и эффективность применения тонкопленочных самосмазывающих износостойких покрытий деталей машин и инструмента..... № 1
- Петрова Л.Г., Александров В.А., Брежнев А.А.** Новые возможности борирования для получения модифицированных слоев на стальных деталях, работающих в условиях износа и коррозии..... № 10
- Сергеев Е.С., Гаврилов С.А., Зинин М.А., Щедрин А.В., Поляков А.О., Козлов А.Ю.** Инновационные методы комбинированной обработки.... № 10
- Шматов А.А.** Сопrotивляемость изнашиванию стали, упрочненной термогидрохимической обработкой..... № 7

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

- Кабанов А.В., Качалин С.В.** Разработка модельного ряда автоматизированных вакуумно-дуговых установок для нанесения износостойких покрытий..... № 3
- Родионов И.В., Фомин А.А., Ромахин А.Н.** Газотермическое оборудование для получения упрочняющих оксидных покрытий на металлах и сплавах различного назначения..... № 9
- Ульяницкий В.Ю.** ССДС2000 – оборудование нового поколения для детонационного напыления..... № 10

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

- Бржозовский Б.М., Мартынов В.В., Зинина Е.П.** Анализ структуры и состояния поверхностного слоя металлорежущего инструмента, модифицированного воздействием низкотемпературной плазмы..... № 10
- Ковалева М.Г., Колесников Д.А., Колпаков А.Я., Поплавский А.И., Маслов А.И., Москвитин А.А.** Адгезионные характеристики и термостойкость наноструктурных покрытий, полученных вакуумно-дуговым методом..... № 2
- Шестопалова Л.П., Александров В.А.** Методика определения размера наночастиц..... № 9
- Шестопалова Л.П., Петрова Л.Г., Малахов А.Ю.** Современные методы исследования структуры и фазового состава упрочненных слоев после химико-термической обработки..... № 1

Штерцер А.А., Ульяницкий В.Ю., Гринберг Б.Е. Износостойкость металлических, твердосплавных и алюмооксидных покрытий, полученных детонационным напылением № 3

**ИНФОРМАЦИЯ.
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ**

Ахтямов Р.М., Ибрагимов И.Г., Зарипов М.З., Файрушин А.М. Повышение прочности сварных соединений из стали 12Х18Н10Т применением низкочастотной вибрационной обработки в процессе сварки № 1

Бабичев А.П., Коваль Н.С., Максимов Д.В. Технологические испытания опытной конструкции многоместного приспособления для виброударной упрочняющей обработки длинномерных деталей № 1

Барац Ф.Я., Кочетков А.В. Оптимизация режимов отделочно-упрочняющей обработки алмазным индентором № 9

Барац Ф.Я., Кочетков А.В. Охлаждение очага деформации при отделочно-упрочняющей обработке путем увеличения теплового потока в инструмент № 6

Безъязычный В.Ф., Семенов А.А. Расчетное определение температуры в поверхностном слое детали при лазерной резке № 7

Белов В.К., Дьякова М.В., Дьяков П.А., Железков О.С. Влияние режимов ультразвуковой финишной обработки на параметры микротопографии обрабатываемых поверхностей № 9

Бурак П.И., Серов А.В. Газодинамическое напыление при оперативном ремонте сельскохозяйственных машин № 11

Веселовский А.А. Формирование термодиффузионных ванадиевых покрытий на высокопрочном чугуна № 7

Каменова А.Л., Каменова Д.В. Влияние термической обработки фазового и элементного составов $Ti_{1-x}Al_xN$ системы на ее трибологические свойства № 6

Коденцев С.Н., Сухочев Г.А., Родионов А.О. Технологические возможности комбинированной обработки в обеспечении расходных характеристик деталей с мелкоразмерными проточными каналами № 7

Козлов А.А., Смоленцев В.П., Климова Г.Н. Расчет и проектирование инструмента для растрового маркирования материалов № 6

Любимов В.В., Саломатников М.С., Иванов А.В., Кураев А.М. Создание экранирующих СВЧ-излучение металлических покрытий на текстильных материалах № 4

Муравьев В.И., Лончаков С.З., Пицк В.С., Дебеляк А.А. Эффективность методов защиты от газонасыщения титановых сплавов при нагреве заготовок под штамповку и термообработку № 9

Нафиков М.З., Зайнуллин А.А., Загиров И.И. Геометрия контакта при восстановлении валов приваркой двух стальных проволок № 6

Погоньшев В.А., Логунов В.В. Повышение износостойкости шеек коленчатого вала путем нанесения пленок пластичных металлов № 6

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Перспективность применения аморфно-кристаллических покрытий для магнитомягких сплавов № 8

Сайфуллин Р.Н., Фархшатов М.Н., Наталенко В.С. Оборудование для восстановления и упрочнения деталей машин № 12

Табак В.П., Сагитов Д.И. Разработка многослойных износостойких покрытий для токарных резбовых резцов № 5

Элькин С.Ю., Сафонов В.В., Полупанов И.Т. Термомеханическое упрочнение при восстановлении деталей сельскохозяйственных машин № 3

Указатель статей, опубликованных в 2012 г. № 1

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.

Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*

Сдано в набор 31.10.13 г. Подписано в печать 17.12.13 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".

Отпечатано в ООО "Белый ветер", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4



**ИЗДАТЕЛЬСТВО
МАШИНОСТРОЕНИЕ**

Н.П. АЛЕШИН



Цена 1000 р.

**ПРИБРЕСТИ КНИГУ
В ИЗДАТЕЛЬСТВЕ**

можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва,
Стромьинский пер., 4;
по факсу: (499) 269-48-97;
по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация
по телефонам:
(499) 269-52-98, 269-66-00

и на сайте WWW.MASHIN.RU

**ФИЗИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ
НЕРАЗРУШАЮЩЕГО
КОНТРОЛЯ СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ**

учебное пособие

2013 г. Объем 576 с. Формат 60x88 1/16
Переплет ISBN 978-5-94275-695-6



Рассмотрены дефекты сварных соединений и физические методы неразрушающего контроля, основанные на использовании различных излучений и их взаимодействиях с объектами контроля. Приведены классификации и рекомендации по выбору методов неразрушающего контроля. Изложены сведения по теории, оборудованию и технологиям методов дефектоскопии различных типов сварных соединений.

Для студентов, бакалавров, магистров, подготовка которых осуществляется в области сварочного производства, а также специалистов, проходящих сертификацию по EN 437.





ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ МАШИНОСТРОЕНИЯ

УЧЕБНИК **В.Ф. Безъязычный**

Изложены основы технологии машиностроения в соответствии с программой учебного курса. Даны основные понятия и положения, основы базирования, основы проектирования технологических процессов, общие принципы обработки деталей, причины возникновения погрешностей при механической обработке. Приведены расчет режимов резания, методика выбора способа обработки деталей, основы технического нормирования, пути повышения производительности станочных операций. Показана последовательность проектирования технологических процессов сборки.

Для студентов вузов, обучающихся по направлению подготовки бакалавров и магистров «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств».



2013 г. Объем 568 с. Формат 60x88 1/16
Переплет ISBN 978-5-94275-669-7

Цена 1000 р.



2013 г. Объем 600 с. Формат 60x88 1/16
Переплет ISBN 978-5-94275-697-0

Цена 1000 р.

ЛАБОРАТОРНЫЕ И ПРАКТИЧЕСКИЕ РАБОТЫ ПО ТЕХНОЛОГИИ МАШИНОСТРОЕНИЯ

УЧЕБНОЕ
ПОСОБИЕ

**В.Ф. Безъязычный,
В.В. Непомилуев,
А.Н. Семенов и др.**

В учебном пособии приведено содержание возможных лабораторных и практических работ по технологии машиностроения, в которых нашли отражение вопросы обеспечения и исследования точности обработки и качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей, а также вопросы технологического обеспечения эксплуатационных свойств деталей машин.

Предназначено для студентов машиностроительных вузов, обучающихся по направлению «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств».

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку по почте: 107076, г. Москва, Стромьинский пер., 4;
по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru. Информация по тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU