ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 7 (103)
ИЮЛЬ
2013

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р техн. наук
Ю.В. ПАНФИЛОВ

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

Заместитель главного редактора
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

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

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
В.М. БАШКОВ
А.И. БЕЛИКОВ
А.И. БОЛДЫРЕВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
Ю.Р. КОПЫЛОВ
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
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

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Шестаков С.Д. Ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование для упрочнения и пассивации наклепом: теория, технологические процессы и аппараты . . . 3

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Гончаров В.С., Васильев Е.В., Гончаров М.В. Восстановление и упрочнение раскатных роликов . . . 16

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 . . . 20

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Шматов А.А. Сопротивляемость изнашиванию стали, упрочненной термогидрохимической обработкой . . . 28

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Безъязычный В.Ф., Семенов А.А. Расчетное определение температуры в поверхностном слое детали при лазерной резке . . . 35

Веселовский А.А. Формирование термодиффузионных ванадиевых покрытий на высокопрочном чугуне . . . 40

Коденцев С.Н., Сухочев Г.А., Родионов А.О. Технологические возможности комбинированной обработки в обеспечении расходных характеристик деталей с мелкоразмерными проточными каналами . . . 45

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

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2013**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 7 (103)
July
2013

Since 2005, January

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

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

Editorial 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. SUHOCHEV
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

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Shestakov S.D. Ultrasonic superficial plastic deformation for peening and passivating: theory, technological processes and devices 3

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Goncharov V.S., Vasilyev E.V., Goncharov M.V. Recovery and hardening of flattening-out rollers 16

Romanov R.I., Zhukova E.A., Fominsky V.Yu., Bychkova M.Ya. Influence of laser fluence on the tribological properties of diamond-like carbon coatings obtained by pulsed laser deposition from graphite target 20

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Shmatov A.A. Endurance of steel, strengthened by thermo-hydrochemical treatment 28

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Bezyazychnyy V.F., Semenov A.A. Settlement determination of temperature in the detail blanket when processing the laser sharp 35

Veselovskiy A.A. Coating obtained by termal diffusion vanadium ductile iron 40

Kodentsev S.N., Suhochev G.A., Rodionov A.O. Technological capabilities of combination processing are provided consumption characteristics of details with small channel 45

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

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2013**

УДК 621.787.6

С.Д. Шестаков *(Московский государственный университет технологий и управления им. К.Г. Разумовского)*
E-mail: sdsh@mail.ru

Ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование для упрочнения и пассивации наклепом: теория, технологические процессы и оборудование

Дано теоретическое обоснование и практическое подтверждение эффективности применения ударного поверхностного пластического деформирования в зонах сварных соединений после выполнения сварочных работ. Предложены математическая модель процесса обработки инструментом с ультразвуковым возбуждением, описывающая его как гиперцикл нагружения, состоящий из элементарных циклов-ударов, и метод оперативного контроля обработки с использованием стандартных переносных приборов. Технологию можно применять для улучшения эксплуатационных характеристик деталей машиностроения и транспорта, объектов энергетики и строительства с целью увеличения пределов выносливости при циклических нагрузках, износо- и коррозионной стойкости.

Ключевые слова: *напряженно-деформированное состояние, поверхностная пластическая деформация, ультразвуковой виброударный инструмент.*

Theoretical substantiation and practical confirmation of efficiency of application of impactive superficial plastic deformation of walls of metal vessels is given. The mathematical model of process of such processing bt rhe tool with the ultrasonic power source, which describe it, as the hypercycle of loading consisting of elementary cycles – of blows and a method of control of processing with use of standard compact devices is described. The technologt can be applied to improvement of operational characteristics of details of mechanical engineering and transport, objects of power and construction for the purpose of increase in limits of endurance at cyclic loadings, and corrosion firmness.

Keywords: *the tension and deforming condition, superficial plastic deformation, the ultrasonic vibroimpact tools.*

Введение

Технология ударной обработки сварных швов и околошовной зоны для снятия механических послесварочных напряжений, а также виброударный ультразвуковой инструмент для ее реализации достаточно широко описаны в научно-технической и патентной литературе, начиная с семидесятых годов прошлого столетия [1–3]. Однако впервые, с точки зрения теории механического удара и упругопластической деформации, они наиболее глубоко были исследованы только к 1997 г. при ремонте магистрального газопровода Грязовец–Ленинград в Вологодской области [4]. Чуть позже была формализована и транслирована в алгоритмы и компьютерные программы механико-математическая модель процесса [5].

В металлообработке эта технология относится к способам холодной обработки металлов и классифицируется как способ упрочнения ударным поверхностным пластическим деформированием. Было установлено и обосновано, что наилучшим образом она выполняется виброинструментом с источником механической энергии в виде резонатора упругих колебаний ультразвуковой частоты, который передает ударные импульсы посредством деформирующих элементов – бойков [4].

Поскольку наиболее тщательно технология была исследована применительно к ремонту магистральных газопроводов, то в статье рассмотрена ударная обработка околошовной зоны сварных соединений на трубах, работающих под внутренним давлением. Главной особенностью этого применения является то, что давление порождает в сварных швах, выполненных на трубе снаружи, механические напряжения того же знака, что и остаточные напряжения, возникающие при остывании сварного шва и металла около него и вызывающие микрорастрескивание и последующую коррозию. Поэтому проблема коррози-

онной защиты мест сварки на трубопроводе является очень важной [6–10]. С учетом того, что на сварных соединениях эксплуатационные нагрузки могут быть знакопеременными и порождать обратные по знаку напряжения, что, в соответствии с принципом Баушингера, может еще более ослабить их, то проблема коррозионной защиты и упрочнения мест сварки трубопровода очень актуальна.

В области теории применения ультразвуковых колебаний для обработки твердого тела разработаны два направления: теория, где ультразвуковой преобразователь, оснащенный приспособлениями для трансформации колебаний и передачи их энергии обрабатываемому объекту, рассматривается непосредственно как источник технологического воздействия [11–13] и теория, когда ультразвуковые колебания играют роль вспомогательного фактора воздействия в традиционной обработке давлением [14]. Рассматриваемый случай находится между этими представлениями. В нем механическое воздействие передается в обрабатываемую среду посредством бойков, не связанных ни с источником колебаний, ни с объектом обработки, т.е. наличествует механический контакт с двойным разрывом; причем источник вынуждающей силы в кинематической схеме в отличие, например, от [15] не ограничен фиксированным положением.

Главным аспектом рассматриваемой в статье проблемы является задача оперативного контроля обработки, т.е. метрологическая задача, решение которой отстает от техники и технологии ультразвуковой виброударной обработки.

Обзор литературы

Технология и методы контроля. В технической и патентной литературе описаны многочисленные способы поверхностного пластического деформирования деталей машиностроения, среди них инструмент, которым удары наносятся посредством деформирующих элементов различного вида, в том числе осуществляемые с использованием ультразвуковых колебаний [16–22]. Все эти способы не содержат каких-либо специальных методов контроля упрочнения. Поэтому при их использовании нельзя точно и однозначно установить в ходе обработки, насколько обработанный с их помощью объект будет сильнее сопротивляться эксплуатационным нагрузкам.

Кроме того, релаксация создаваемых при пластическом деформировании сжимающих тангенциальных напряжений на поверхности тонкостенных объектов в случае превышения ими некоторого значения может вызвать деформации в виде гофр, если не ведется контроль их величины. Применение для контроля обработки методов тензометрии, таких как методы магнитной памяти металла, акустической эмиссии [23] или метод, основанный на явлении акустоупругости [24] для снятия поверхностным пластическим деформированием послесварочных растягивающих напряжений в околошовной зоне сварных соединений, практически невозможно. Каждый из этих методов требует использования комплекса сложной аппаратуры [33], что сильно усложняет работу персонала, непосредственно производящего работы, особенно в полевых условиях и в труднодоступных местах конструкций.

При таких работах требуется контролировать качество самой сварки на наличие дефектов, как в известном способе ремонта магистральных газопроводов [25], где производят ультразвуковую ударную обработку мест заварок коррозионных дефектов трубы. В работе [26], где описаны преимущества этого способа, приведены диаграммы тангенциальных напряжений в зоне упрочнения до и после ударной обработки, но построенные по результатам лабораторных исследований, очевидно, с применением упомянутого метода магнитной памяти металла, так как величина их выражена в единицах напряженности магнитного поля.

В [27, 28] показано, как контроль осуществляют в первом случае по времени обработки, а во втором – дополнительно контролируют величину ударного импульса, используя значения развиваемых усилий и исходной твердости металла обрабатываемого объекта. Таким образом, в отношении обрабатываемого объекта контролируют начальные характеристики, а контроль текущих значений осуществляют только в отношении параметров, определяющих динамику удара и общей продолжительности воздействия. Степень упрочнения при этом нельзя определить даже косвенно, а для непосредственного измерения наклепа по остаточным напряжениям потребуется применение одного из видов тензометрии: электрической, магнитной, рентгеновской либо акустической.

Схожим недостатком обладает и технологический комплекс для обработки сварных конструкций [29], в котором во время работы оперативно контролируют амплитуду колебаний источника механической энергии и подобные ему способы поверхностного пластического деформирования под воздействием ультразвуковых колебаний [30, 31], в процессе которых контролируют уровень шума, производимого деформирующими элементами. Они дают возможность обеспечивать оптимальные параметры процесса обработки, но не позволяют определить величину пластической деформации, характеризующей наклеп, и

остаточных напряжений, а также сравнить получаемое упрочнение с желаемым.

Косвенно при осуществлении ультразвуковой виброударной обработки степень упрочнения можно контролировать по заданному количеству ударов, амплитуде ультразвуковых колебаний, силе статического прижима и скорости перемещения инструмента, зная число, форму и размер деформирующих элементов [41]. Из этих параметров составлен критерий достаточности пластической деформации, посредством которого и осуществляют контроль [32].

При упрочняюще-пассивирующей обработке пораженных коррозией стенок трубопроводов высокого давления, испытания которых проходили в 1997 г. во время ремонта магистрального газопровода Грязовец–Ленинград, в критерий также были включены временнóй тренд частоты ударов и величина остаточной деформации – осадка. Измерение последней требует чередования ударного деформирования с замерами толщины стенки, т.е. повторно-периодического режима обработки и измерений.

В отличие от интенсивности шума, контролируемого в рассмотренных выше примерах, частота ударов при многократном повторно-периодическом сканировании поверхности упрочняющим инструментом несет информацию об изменении коэффициента восстановления при упругопластическом ударе [33].

Поскольку именно он определяет дистанцию отскока центра масс инструмента после каждого удара, то при постоянстве приложенной к инструменту статической силы изменение частоты ударов характеризует величину наклепа. Для определения достаточности упрочнения используют критерий увеличения прочности участка обрабатываемой стенки, на котором она была утонена коррозией. Этот критерий сформулирован из условия достижения равной прочности обрабатываемого участка стенки и бездефектной стенки, имеющей номинальную толщину.

Критерий основан на частном случае котельной формулы для трубы бесконечной протяженности. В соответствии с ней в критерии должен быть использован обобщенный эквивалент твердости, приведенный к срединной линии стенки, к которой при эксплуатации приложено сосредоточенное растягивающее усилие. В качестве него можно использовать, например, усредненное по толщине стенки значение твердости, поскольку известно, что она коррелированна с прочностными характеристиками, например с пределом текучести. Но в критерии используют твердость поверхности, с которой осуществляют упрочнение.

Это делают на том основании, что создаваемые при наклепе остаточные напряжения в стенке трубы имеют тот же знак, что и напряжения от нагружения ее внутренним давлением, т.е. всегда исключен эффект Баушингера. Однако даже при справедливости такого допущения увеличение поверхностной твердости не пропорционально увеличению средней по толщине твердости стенки.

Известно, что упрочнение при поверхностном пластическом деформировании асимптотически убывает вглубь. Функция этого убывания в прокате из металлов и сплавов в общем виде является нелинейной трансцендентной функцией расстояния от поверхности по нормали, некоторые параметры которой определяются экспериментально. Поэтому для определения обобщенного эквивалента прочности, действующего против эксплуатационной нагрузки, приложенной к срединной линии стенки, необходимо заведомое знание всех параметров функции упрочнения по толщине. Оно требует предварительных лабораторных испытаний на удар образца стали [44], из которой изготовлена обрабатываемая стенка. В противном случае контроль упрочнения будет приблизительным и недостоверным.

Кроме того, стабилизация статического усилия прижима ручного инструмента – задача сама по себе требующая специальных решений [23], что не позволяет использовать для упрочнения любой известный виброударный инструмент.

В исследованиях, описанных в работах [4, 8, 9], характеризующих технологию, не предложено конкретного применимого в промышленности метода проведения лабораторных исследований сталей на упрочняемость и метода измерения временного тренда частоты ударов при работе, который можно было бы представить на метрологическую сертификацию.

Инструмент. Кинематическая схема инструмента со свободным деформирующим элементом (бойком) впервые была описана в 70-х годах прошлого столетия. Она предполагает колебательное перемещение шарика-бойка между обрабатываемой поверхностью и источником возбуждения колебаний, являющимся электроакустическим магнитострикционным преобразователем, к рабочему торцу волноводного акустического трансформатора которого шарик-боек прижимается при помощи пружинного устройства.

Такому инструменту необходимо фиксированное положение относительно обрабатываемой поверхности с наличием строго определенного зазора между шариком и поверхностями, относительно которых он совершает колебательные перемещения. При использовании этого устройства в качестве ручного инструмента для обработки поверхностей сложного рельефа удержание фиксированного положения будет затруднено. В случае отсутствия фиксированного положения могут происходить одновременные механические контакты между обрабатываемой поверхностью, шари-

ком-бойком и рабочим торцем источника возбуждения вне зависимости от фазы колебательного смещения последнего, которые будут носить характер соударений.

Источниками энергии для каждого соударения в процессе многократных ударов (мультиударном процессе) в таком случае будут являться:

– движение центра масс инструмента в направлении удара, если существует составляющая вектора гравитации в этом направлении;

– симметричные, упругие колебания источника возбуждения относительно узлов стоячей акустической волны, инициируемой в нем электроакустическим преобразователем;

– внешняя сила, приложенная к корпусу инструмента, – усилие, с которым оператор прижимает инструмент к объекту обработки, совершая работу против сил инерции инструмента при его отскоках после каждого соударения с поверхностью.

В процессе работы энергия соударений выделяется в обрабатываемой поверхности, где она производит работу пластического деформирования, и на инструменте в виде очередных отскоков. При жесткой конструкции описанного инструмента амортизация отскоков может быть осуществлена только оператором, удерживающим инструмент во время работы и представляющим по отношению к нему внешнюю силу. Воздействие вибраций будет тем больше, чем больше будет амплитуда вибрационной силы, передаваемой через инструмент.

В многобойковом инструменте [2, 3, 15] деформирующие элементы в виде цилиндрических ступенчатых стержней вставлены в специальную обойму и имеют в ней свободу осевого перемещения. В процессе работы инструмент прижимается к обрабатываемой поверхности так, что какой-нибудь из бойков входит в механический контакт с обрабатываемой поверхностью своим наружным концом, а внутренним концом – с акустическим волноводным трансформатором, т.е. передает энергию источника возбуждения в обрабатываемый объект за счет своей жесткости.

При такой передаче энергии после каждого контакта с объектом также происходит отскок инструмента за счет части энергии соударения, которая не израсходовалась на пластическую деформацию и перемещение объекта и составляет часть кинетической энергии в начале соударения, пропорциональную квадрату ньютоновского коэффициента восстановления.

Отсутствие в конструкции инструмента амортизирующих и демпфирующих элементов обусловливает низкую виброзащиту оператора.

Следует заметить, что в случае, когда инструмент во время работы удерживается или перемещается относительно обрабатываемого объекта при помощи какого-либо технического средства, исключающего участие оператора, то вибрационное воздействие может привести к его повреждению или разрушению, если не принято специальных мер виброзащиты.

В инструменте, описанном в [15], свободный объем между внутренней стенкой корпуса и источником возбуждения предназначен для циркуляции охлаждающей жидкости, за счет которой снимается и уносится тепло, выделяемое при работе источником возбуждения. В этом инструменте для снижения уровня вибраций, как высоко- так и низкочастотных, возникающих при работе и воздействующих на оператора, источник возбуждения связан с корпусом инструмента посредством эластичных кольцевых прокладок, расположенных между ним и корпусом инструмента вблизи плоскости узла колебательных смещений волноводного трансформатора. Кроме того, инструмент снабжен установленной в крышке корпуса пневмокамерой, на которую опирается тыльным торцом преобразователь. При этом источник возбуждения имеет возможность осевого возвратно-поступательного перемещения, при котором эластичные прокладки играют роль сальникового уплотнения системы жидкостного охлаждения инструмента, а пневмокамера играет роль амортизатора.

Длина этого перемещения задана размерами пневмокамеры. Снижение уровня вибрационных нагрузок на корпус здесь достигается в основном за счет диссипации кинетической энергии отскоков на вязком трении и трении скольжения элементов его конструкции. Это снижает механический коэффициент полезного действия инструмента.

Известно, что эффективность мультиударных процессов зависит от сохранения энергии в системе и максимальна при минимальном ее рассеянии [42]. В случае систем с ультразвуковым возбуждением высокий диссипативный коэффициент инструмента может приводить к вырождению системы со свободным бойком в систему с контактным способом введения ультразвука, которая менее эффективна [21]. Кроме того, известно [45], что в случае вибрационных процессов более эффективным средством снижения вибрационного воздействия являются элементы с бóльшей механической податливостью. Схема с такими элементами использована в инструменте, конструкция которого показана на рис. 1, а общий вид комплекса – на рис. 2.

Когда к корпусу инструмента приложена внешняя сила, то источник, бойки и обрабатываемый объект оказываются в механическом контакте, имеющем усилие, равное внешней силе. При этих условиях, как было описано выше, инициируется ударный процесс, сопровождающийся отскоками источника. Если при

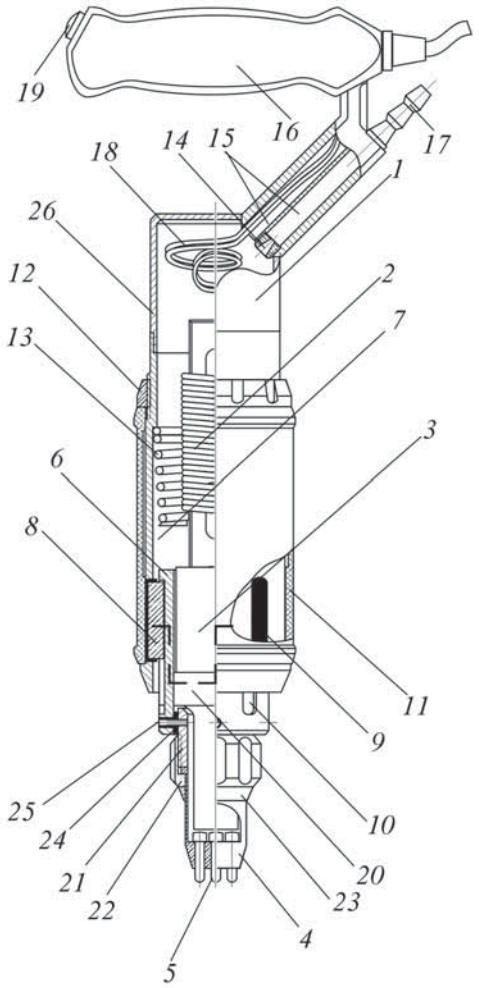


Рис. 1. Конструкция ультразвукового виброударного инструмента:
1 – корпус; *2* – пьезоэлектрический преобразователь; *3* – волноводный акустический трансформатор; *4* – обойма-держатель бойков; *5* – бойки; *6* – втулка-держатель источника возбуждения; *7* – зазор; *8* – направляющие скольжения; *9*, *10* – пазы для закладки направляющих; *11* – кожух; *12* – гайка; *13* – пружинный амортизатор; *14* – дроссель; *15* – канал для сжатого воздуха; *16* – рукоятка; *17* – штуцер; *18* – провода питания преобразователя; *19* – гашетка; *20* – фланец; *21* – переходная втулка; *22* – накидная гайка; *23* – стопорное кольцо; *24* – эластичная манжета; *25* – шпильки; *26* – разъемное соединение

этом внешняя сила превышает силу давления воздуха на подвижную часть инструмента, в результате чего свободный ход оказывается выбранным, то внутренний торец втулки входит в механический контакт с пружинным амортизатором.

С момента середины каждого соударения под действием энергии, запасенной в системе во время удара за счет упругости, находящихся в механическом контакте обрабатываемого объекта, бойков и источника

Рис. 2. Компьютеризированный комплекс для получения ультразвукового наклепа [34]

возбуждения, происходит возвратное перемещение подвижной части инструмента – отскок.

Движущаяся часть оказывает поршневое воздействие на воздух внутри корпуса, а в случае, когда свободный ход выбран, – давление на амортизатор, осуществляет при этом работу против упругих сил, т.е. трансформацию кинетической энергии движущейся массы в потенциальную энергию своего положения. Часть объема воздуха, находящегося в инструменте, при этом вытесняется через зазор между корпусом и втулкой. Этот процесс происходит практически без рассеяния энергии, так как вязкость воздуха мала. После того, как сила давления воздуха (или давления воздуха и пружинного амортизатора) уравновесит силу инерции движущейся части инструмента, воздух внутри корпуса начнет восстанавливать свой первоначальный объем, придавая втулке и всему, что на ней закреплено, ускорение противоположного знака.

Поскольку при работе излучателя во втулке возбуждаются изгибные колебания относительно места ее закрепления и, соответственно, направляющих, рассеяние энергии на трение втулки о направляющие практически отсутствует. Испытываемая корпусом вибрационная сила – разница сил реакции возвратного и поступательного движений – при этом будет практически отсутствовать.

Такой инструмент может работать в трех режимах:

– наиболее благоприятный режим без участия пружины;

– режим, в котором свободный ход выбран и участвует упругость пружинного амортизатора;

– режим, в котором весь ход выбран и отсутствует амортизация и демпфирование ударов, а виброударные нагрузки передаются на корпус через практически жесткую связь. Такой режим аналогичен работе

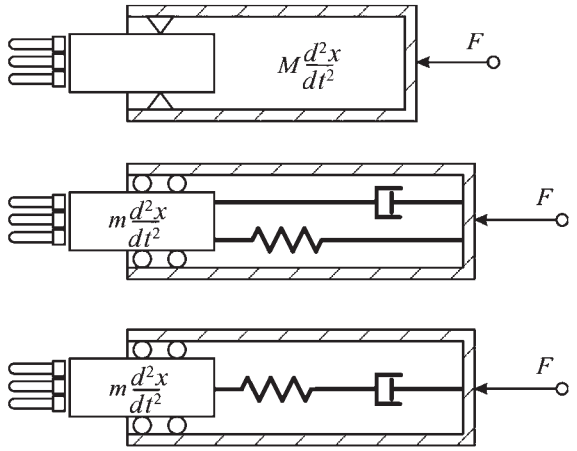


Рис. 3. Кинематические схемы ультразвуковых виброударных инструментов:
m – масса источника возбуждения; M – масса инструмента; F – внешняя сила

инструмента с жестким креплением, рассмотренный выше. Существуют менее "жесткие" кинематические схемы ультразвукового виброударного инструмента, например описанные в [35]. Их работа соответствует второму из описанных режимов инструмента, изображенному на рис. 1, *а*.

Из анализа всех этих кинематических схем ясно, что снижение вибрационных нагрузок на корпус инструмента неизбежно приводит к потерям эффективности его работы, особенно если между корпусом и колебательным элементом, вступающим в контакт с деформирующими элементами, находится диссипативное звено типа катаракта. Кинематические схемы рассмотренных инструментов показаны на рис. 3.

Коррозионная защита. О коррозионной защите сварных швов после их обработки ультразвуковым виброударным инструментом из патентной и научно-технической литературы мало известно.

При ремонтных работах с использованием электросварки и последующей ударной ультразвуковой обработки швов [12, 13, 34, 35] в нефтегазовом комплексе используют пассивирующее свойство самого поверхностного упрочнения [8]. В трубопроводном транспорте используются изолирующие оболочки труб, которые при эксплуатации предохраняют их от прямого контакта с влагой. В общем случае сварные соединения могут иметь контакт с влагой воздуха, почвы и непосредственно с водой, в том числе морской, которая, являясь раствором электролитов, может вызывать повышенную коррозию в местах сварки, а также с другими агрессивными средами.

Задача осложняется тем, что у конструкционных марок сталей при создании наклепа виброударным инструментом, передающим деформирующие импульсы посредством бойков, на поверхности образуется тонкий чешуйчатый слой с измененной структурой металла [4, 36]. Его образование объясняется расплющиванием металла, выдавливаемого каждым бойком по окружности лунки деформации при каждом ударе, последующими ударами при перемещении инструмента относительно поверхности. Имея чешуйчатую структуру, с ориентацией чешуек параллельно плоскости поверхности, этот слой обладает повышенной сорбционной способностью, так как имеет развитую поверхность. При непринятии мер коррозионной защиты он может быстро корродировать сам и способствовать коррозии основного металла.

Математическая модель ультразвуковой виброударной обработки

Модель предназначена для нахождения констант, характеризующих упрочняемость пластическим деформированием виброударным инструментом испытуемых марок конструкционных сталей. Три константы находятся посредством рекурсивной адаптации модели к функции временного тренда частоты, полученной опытным путем на стенде. За основу модели взята теория гиперцикла мультиударного нагружения плоским штампом под действием источника силы, совершающего симметричные плоско-упругие колебания относительно центра масс инструмента [4].

Функция относительного упрочнения с эмпирическим коэффициентом c_0 (первая константа испытуемой стали) формализована следующим образом. Для расчета распределения плотности деформаций в направлении удара бойка принято конформное отображение полосы с поперечным разрезом комплексной плоскости $z(x, jy)$, $j=\sqrt{-1}$ на равноширокую полосу комплексной плоскости $\varsigma(\xi, j\eta)$ [49]:

$$\varsigma=\frac{2}{\pi}\operatorname{arth}\left(\sin^2\frac{\pi u}{2}+\cos^2\frac{\pi u}{2}\operatorname{th}^2\frac{\pi z}{2}\right)^{0,5}, \qquad (1)$$

где u – остаточная деформация под бойком (осадка).

В отличие от использованной в [4], где она была заимствована из [38], эта функция имеет аналитическое решение. Поскольку сама область ξ обладает свойством гомотетии с коэффициентом 1 в любой ее точке, то относительное упрочнение может быть определено из вычисления соответствующего интеграла как разность значений функции (1) в крайних точках отрезка, на котором осуществляется интегрирование, отнесенная к его длине, отложенной на мнимой оси:

$$s = c_0^{-1}\, Im \int_u^{c_0+u} \frac{d\varsigma}{dz}\, dz = \frac{\varsigma_u - \varsigma^{c_0+u}}{j c_0}. \qquad (2)$$

После подстановки из (1) и тригонометрических преобразований функций комплексного переменного выражение (2) принимает вид

$$s = \frac{2}{\pi c_0} \operatorname{arctg}\left[\left(\frac{\sin\frac{\pi c_0}{2} + \cos\frac{\pi c_0}{2}\sin\frac{\pi u}{2}}{\cos\frac{\pi u}{2} - \operatorname{tg}\frac{\pi c_0}{2}\sin\frac{\pi u}{2}}\right)^2 - \sin^2\frac{\pi u}{2}\right]^{0,5}. \qquad (3)$$

Эффективное значение колебательной скорости упругих колебаний во время контакта бойка, источника силы и обрабатываемого объекта вычисляется из интенсивности вибраций и скорости распространения упругих колебаний в обрабатываемой стали. Поскольку невозможно прямо измерить параметры этих колебаний, с которыми энергия передается источником силы в испытуемую сталь во время контакта, и какая ее часть тратится на смятие, то для скорости отскока введен коэффициент пропорциональности c_1, являющийся второй эмпирической константой испытуемой стали. Выражение для нее имеет вид

$$\mathrm{v} = \frac{c_1}{R}\left(\frac{P}{\pi}\right)^{0,5}\left[\frac{(1+v)(1-2v)}{\rho\, Es\,(1-v)}\right]^{0,25}, \qquad (4)$$

где ρ – плотность стали, кг/м^3; E – модуль продольной упругости (Юнга), Па; v – коэффициент Пуассона; P – механическая мощность инструмента, Вт; R – радиус бойка, м.

Податливость стали сжатию под бойком (сжимаемость) вычисляется из [8]:

$$\beta = \frac{1-v}{Es}. \qquad (5)$$

Тогда приращения остаточной деформации и времени гиперцикла за единичный цикл составляют соответственно

$$\Delta\varepsilon = c_2\, \mathrm{v}\left(\beta\frac{m}{R}\right)^{0,5};$$
$$\Delta\tau = \frac{m\mathrm{v}}{mg+F} + \pi\left(\beta\frac{m}{R}\right)^{0,5}, \qquad (6)$$

где F – сила прижима инструмента, приложенная к центру его масс; g – гравитационная постоянная; m – масса подвижной части инструмента; c_2 – коэффициент пропорциональности, являющийся третьей константой испытуемой стали.

Исходя из (2)–(6) гиперцикл нагружения образца многократно n раз ударяющим по нему бойком будет состоять из i элементарных циклов, а в каждом $i+1$ цикле скорость отскока, осадка и продолжительность его задаются рекурсивно:

$$\mathrm{v}_{i+1} = s_i\, R^{-1}\, \pi^{-0,5}\, P^{0,5}\, \rho^{-0,25}\,(K + 1{,}33\,G)^{-0,25};$$
$$u_{i+1} = u_i + \Delta\varepsilon_i; \qquad (7)$$
$$\tau_{i+1} = \tau_i + \Delta\tau_i,$$

где K, G – модули объемной упругости и сдвига соответственно, Па.

Тренд частоты на протяжении гиперцикла для упрощения процедуры адаптации модели к натурным стендовым испытаниям аппроксимирован экспоненциальной зависимостью линейной функции времени $t_i = \tau_n \frac{i}{n}$:

$$f = e^{\alpha_0 + \alpha_1}, \qquad (8)$$

где коэффициенты α_0 и α_1 определяются методом наименьших квадратов:

$$\alpha_0 = \frac{\sum_i t_i^2 \sum_i \ln f_i - \sum_i t_i \sum_i t_i \ln f_i}{n\sum_i t_i^2 - \left(\sum_i t_i\right)^2};$$
$$\alpha_1 = \frac{n\sum_i t_i^2 \ln f_i - \sum_i t_i \sum_i \ln f_i}{n\sum_i t_i^2 - \left(\sum_i t_i\right)^2}. \qquad (9)$$

Массив реперных точек, ограничивающих единичные циклы ударов, формируют из эмпирических данных, представляющих собой вектор-столбцы a значений шумового сигнала, записанного с определенной частотой в течение фиксированного времени при обработке одним бойком с плоским торцом образца испытуемой стали, как

$$r_i = \begin{cases} \begin{cases} 1 \text{ при } a_i\, a_{i+1} > 0 \\ 0 \text{ при } a_i\, a_{i+1} \le 0 \end{cases} & \text{при } \int a\, dt > 0 \\ 0 & \text{при } \int a\, dt < 0, \end{cases} \qquad (10)$$

где $i = 1 \ldots f_m T$ – количество измерений шума, сделанных с частотой f_m, за время гиперцикла T. Затем строится функция $I_{i+1} = I_i + \sum_i^{f_m T} r_i$, каждое значение которой, постоянное на определенном отрезке времени, равно сумме единичных ударов, произошедших за время, соответствующее концу этого отрезка, являю-

щееся приближением функции количества ударов. Из нее путем суммирования получается заданная на точечном множестве эмпирическая функция частоты единичных ударов f^* – искомый тренд частоты:

$$f_j^* = f_m \left(\sum_i^{f_m T} \begin{cases} 1 & \text{при } I_i = j \\ 0 & \text{при } I_i \neq j \end{cases} \right)^{-1}, \qquad (11)$$

где $j = 1 \ldots \sum_i^{f_m T} r_i$ – номер единичного удара. Вектор времени определяется как

$$\tau_j = j \left(\sum_i^{f_m T} r_i \right)^{-1} T .$$

Графический пример рассмотренных функций показан на рис. 4, *а*.

Коэффициенты аппроксимирующей функции находят аналогично (9). Адаптация модели заключается в произвольном, рекурсивном выборе констант испытуемой стали, удовлетворяющих решению оптимизационной задачи нахождения минимума разницы между теоретическим и эмпирическим трендом частоты единичных ударов. Стратегия сравнения и соответствующие критерии должны быть впоследствии выбраны. Вероятно, что при решении этой задачи можно будет воспользоваться известными статистическими критериями либо создать на их основе оригинальные. При выбранном виде аналитических функций, приближающих точечные множества, можно считать хорошим совпадением случай, смоделированный на рассмотренном примере (рис. 4, *б*).

Рассмотренная усовершенствованная модель упрочнения в плане организации контроля процесса позволяет вырабатывать директивы на проведение работ на любых объектах любым ультразвуковым виброударным инструментом. Для этого следует провести лабораторные испытания на ударную упрочняемость образца стали или сварного шва, которые требуется обработать, и построить компьютерную модель инструмента, которым предполагается выполнять обработку.

Разработка испытательного стенда и пакета пользовательских программ моделирования и адаптации составляет предмет отдельной работы. Здесь же более пристальное внимание уделено разработке метода контроля без использования предварительных лабораторных испытаний сталей. Он реализуется во время работы путем периодической проверки выполнения специального условия, выраженного критерием достаточности, по результатам чередующихся с упрочнением измерений толщины упрочняемой стенки и твердости ее поверхности. Технически это дает возможность подконтрольно производить упрочнение объектов без использования сложных в обращении и дорогостоящих измерительных средств, требующих

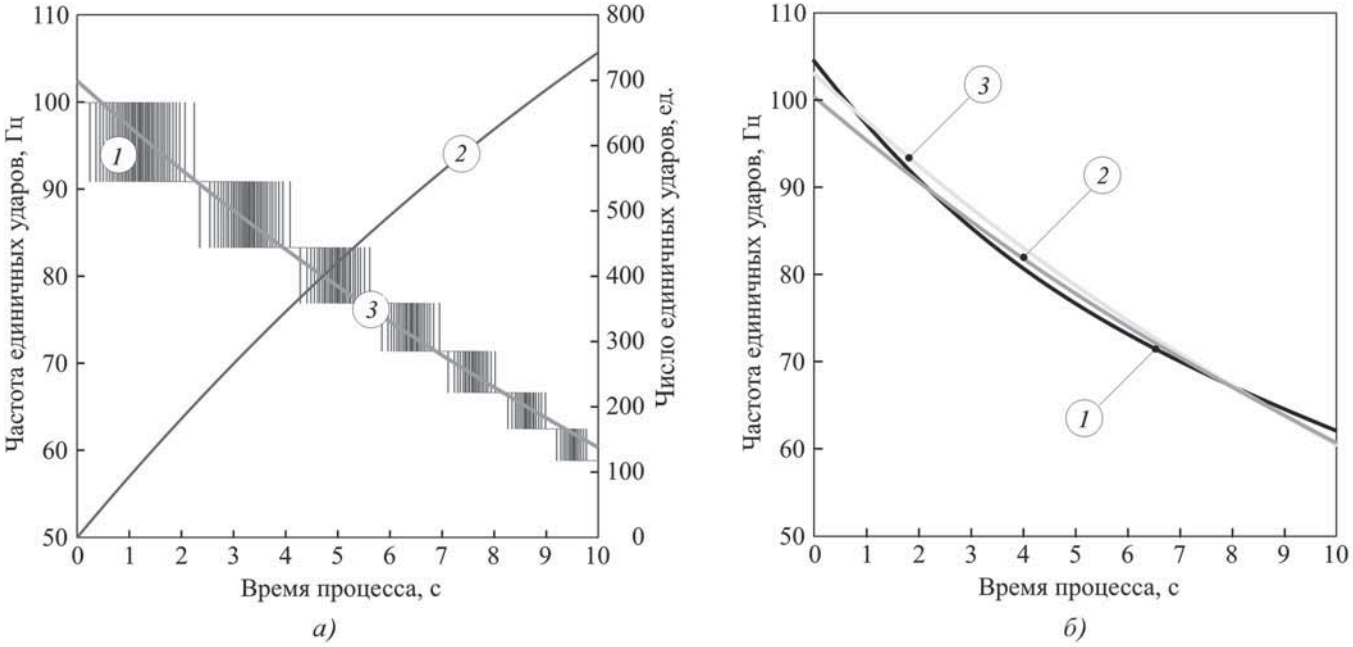


Рис. 4. Вид функций:
а – рассмотренных: *1* – функции f^*; *2* – функции, аппроксимирующей f^*; *3* – функции I;
б – смоделированных: *1* – теоретического тренда; *2* – его аппроксимации квадратным полиномом; *3* – аппроксимации импирического тренда

особых условий использования и специально подготовленного квалифицированного персонала, а также без особых требований к виброударному инструменту.

Его сущность заключается в следующем. Известно, что у поликристаллических материалов, типа конструкционных сталей, характер ослабления остаточных напряжений вглубь от поверхности в области пластических деформаций практически идентичен [39], а сами эти напряжения согласно деформационной теории пропорциональны осадке [40]. Следовательно, при построении математической модели деформирования [41] распределение напряжений в конструкционных сталях можно описать в рамках теории плоского потенциала и установить вид аналитической функции изменения упрочнения вдоль нормали к поверхности. Такая функция была найдена путем постановки вычислительных экспериментов и натурных измерений градиентов твердости на косых срезах образцов конструкционных сталей, упрочненных поверхностным пластическим деформированием.

Для практического использования при упрочнении объектов толщиной до 50 мм она была аппроксимирована экспонентой полинома третьего порядка от измеряемой толщины. В результате для широкого спектра конструкционных сталей была формализована зависимость упрочнения от твердости поверхности и толщины объекта, которая ограничивает по необходимому и достаточному минимуму среднеинтегральную степень упрочнения по толщине.

Входящая в нее как параметр твердость может быть измерена любым переносным, например ультразвуковым, твердомером, а толщина – переносным ультразвуковым толщиномером, который можно здесь применить, так как известно, что групповая скорость распространения ультразвука в зоне остаточных напряжений от пластического деформирования сталей меняется незначительно. Используя эту зависимость, упрочнение можно считать достаточным, когда заданное значение относительного упрочнения становится меньше, чем значение критерия [42]:

$$Cr = \frac{h}{h_0} \exp\left(3{,}2\,\delta - 7{,}2\,\frac{\delta^2}{\delta_0} + 4{,}0\,\frac{\delta^3}{\delta_0^2}\right), \qquad (12)$$

где h, h_0 – текущее и начальное значения твердости поверхности упрочняемой стенки в месте обработки соответственно, выраженные в любых единицах твердости; δ, δ_0 – текущее и начальное значения толщины стенки в месте обработки соответственно, выраженные в мм.

Для опытного сравнения этого метода контроля с [8, 12, 13] из листовой стали по ГОСТ 5521–93 с исходной твердостью 13,0±1,0 HB, измеренной в пяти точках поверхности, были изготовлены образцы. Треть из них упрочнили с одной стороны приблизительно на 15 %, контролируя упрочнение в соответствии с [13], треть – пользуясь критерием (12), и треть оставили необработанными и использовали как контрольные. В качестве виброударного инструмента использовали ультразвуковой технологический комплекс "Шмель-МГ" (рис. 5). Для измерения твердости поверхности во всех случаях использовали ультразвуковой твердомер, позволяющий производить измерения гораздо точнее, чем по методу отскока. Средняя осадка при упрочнении, вычисленная по пяти замерам толщины микрометром, везде осталась в пределах допуска на толщину образцов для испытаний по ГОСТ 1497–84. На универсальной испытательной машине у образцов определили условные пределы текучести при растяжении.

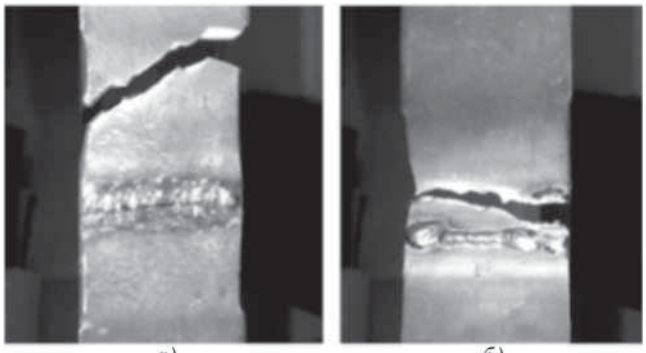
Рис. 5. Технологический комплекс "Шмель-МГ"

Из табл. 1 видно, что образцы, упрочненные в соответствии [8, 12, 13], выдерживают механические напряжения, не приводящие к возникновению заметных

Таблица 1

Усредненные результаты упрочнения и испытаний образцов

Параметр	Значение		
	[4, 8, 9]	разработанный метод	контроль
Остаточная деформация (осадка) $\delta - \delta_0$, мм	0,06 ± 0,03	0,07 ± 0,04	–
Твердость поверхности после упрочнения h HB	180 ± 25	21,5 ± 2,5	13,0 ± 1,0
Условный предел текучести при растяжении $\sigma_{0,2}$, МПа	271 ± 7	301 ± 8	235



а) б)

Рис. 6. Разрыв образцов со сварным швом:
а – околошовная зона после ударной ППД – разрушение по основному металлу; *б* – без обработки – разрыв по сварному шву

Таблица 2

Результаты упрочнения и испытаний образцов на разрыв

Параметр	Значение	
	упрочнение	контроль
Напряжение начала разрыва, МПа	558 ± 11	479 ± 5
Твердость поверхности после упрочнения НВ	170 ± 5	133 ± 4

остаточных деформаций, бóльшие, чем контрольные образцы, но мéньшие, чем образцы, упрочненные с применением разработанного метода контроля. При этом у последних относительное упрочнение поверхности больше.

Были также произведены сравнительные натурные испытания упрочнения околошовной зоны сварных соединений встык пластин из листовой стали нормальной прочности по ГОСТ 5521–93. Половину из них обрабатывали виброударным инструментом ультразвукового технологического комплекса "Шмель-МГ", контролируя упрочнение по (12) и поверхностной твердости. Половину образцов со швами оставили необработанными и использовали как контрольные. Образцы нагружали до разрыва на универсальной испытательной машине (рис. 6).

Ультразвуковое оборудование для поверхностного пластического деформирования

Кинематическая схема виброударного инструмента аппарата "Гефест 400" (см. рис. 1) показана на рис. 2 внизу. Этот аппарат предназначен для использования в качестве ручного переносного инструмента, поэтому наличие катаракта, включенного последовательно с упругим элементом, в его кинематической схеме вполне оправдано.

Схема инструмента обеспечивает максимально возможную защиту оператора от воздействия вибрационных нагрузок. Однако она не обеспечивает максимального КПД инструмента, поскольку рассеивает часть кинетической энергии отскоков. Если для сканирования обрабатываемой поверхности инструментом предполагается использовать технические средства, то более выгодной, с точки зрения полезного расходования энергии, становится схема, показанная на рис. 7.

В этой схеме усилие статического прижима задается и стабилизируется управляющим инструментом техническим средством посредством упругого элемен-

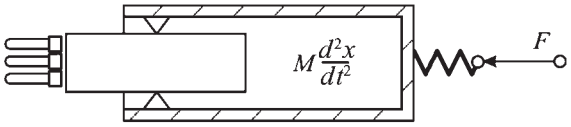


Рис. 7. Кинематическая схема технологического аппарата с наименьшим расходованием энергии

Таблица 3

Техническая характеристика аппарата "Гефест 400"

Параметр	Норма	Примечание
Выходная мощность генератора, Вт	400	Максимальная
Выходное напряжение генератора, В	250	
Выходная частота генератора, кГц	22	
Напряжение питания, В	220 ± 5 %	
Частота питающего напряжения, Гц	50 ± 1 %	
Потребляемая мощность, кВт	0,63	Не более
Охлаждение воздушное с давлением, атм.	2	Не менее
Число бойков, шт.	3, 7	Сменные головки
Габаритные размеры, мм:		Не более
– генератора	480×405×310	
– инструмента	370×120×70	

Таблица 4

Техническая характеристика комплекса "Шмель-МГ"

Параметр	Норма	Примечание
Выходная мощность генератора, Вт	700	Максимальная
Выходное напряжение генератора, В	250	
Выходная частота генератора, кГц	22	
Напряжение питания, В	220 ± 5 %	
Частота питающего напряжения, Гц	50 ± 1 %	
Потребляемая мощность, кВт	0,8	Не более
Охлаждение – встроенный вентилятор	–	
Число бойков, шт.	4	
Габаритные размеры, мм:		Не более
– генератора	350×270×180	
– инструмента	455×80	
Масса (общая), кг	15,5	Не более

та (пружины), установленного между ним и корпусом инструмента. Тогда колебательная система источника силы может быть закреплена в корпусе жестко, например, в месте расположения узла колебательных смещений. Именно так устроен инструмент технологического комплекса "Шмель-МГ" (см. рис. 5). Этот комплекс специально был создан для ультразвуковой ударной обработки сварных соединений при проведении ремонтно-восстановительных работ магистральных трубопроводов.

Коррозионная защита зоны обработки

Еще в [4] была выдвинута гипотеза, что "...образующийся в результате ударного поверхностного пластического деформирования ультразвуковым инструментом поверхностный чешуйчатый слой, будучи насыщен гидрофильным, преимущественно анодным, ингибитором коррозии, может играть роль своеобразного защитного покрытия». Поэтому, перед тем как начать упрочняющую обработку поверхности стенки ударным пластическим деформированием или в процессе ее, следует наносить на обрабатываемую поверхность тонкий слой ингибирующего средства. В процессе обработки он размещается внутри чешуйчатого слоя, образуя вместе с ним антикоррозионное покрытие. Это даст возможность повысить коррозионную стойкость металла обработанных участков поверхности вблизи сварного шва. Известно, что для обеспечения эффективной химической защиты металла лучше всего использовать анодные ингибиторы коррозии [43] и поддерживать концентрацию ингибитора как можно выше [44], поэтому лучше использовать его концентрат.

Для проверки этой гипотезы были проведены ускоренные коррозионные испытания в соответствии с ГОСТ 9.905–82 упрочненных образцов трубной стали марки 17Г1С. Сравнивали *удельные коррозионные потери массы* (УКПМ) металла с поверхности плоских образцов, полностью погружаемых на 72 ч в водный раствор, содержащий серную и соляную кислоты, сернокислое железо и хлорид натрия 5, 8, 3, 2 % мас. соответственно. На опытных образцах ультразвуковым виброударным инструментом с двух сторон поочередно был создан наклеп до увеличения твердости на 20 %. В качестве контрольных использовали необработанные с поверхности образцы из стального проката. На образцах, имитирующих упрочнение без коррозионной защиты, ударную обработку выполняли по сухой поверхности. На часть образцов, упрочняемых с принятием мер коррозионной защиты для создания антикоррозионных водоотталкивающих свойств, предварительно наносили слой смазки Циатим-221, на другую часть – насыщенного водного раствора тринатрийфосфата, являющегося анодным ингибитором коррозии.

Из табл. 5 видно, что в использованном растворе, имитирующем жидкую коррозионную среду, потеря массы у образцов, обработанных "сухим" способом, даже выше, как и предполагалось, чем у контрольных. Зато первая группа опытных образцов теряла массу меньше, чем контрольные, вторая – еще меньше. С большой долей вероятности можно предположить, что после вытравливания чешуйчатых слоев на всех упрочненных образцах скорость их коррозии

Таблица 5

Результаты ускоренных коррозионных испытаний

№ п/п	Образец	УКПМ, мг/(дм^2·ч)
1.	Без обработки (контроль)	4,34 ± 0,09
С наклепом, выполненным по:		
2.	Сухой поверхности	4,59 ± 0,17
3.	Водоотталкивающей пленке	4,18 ± 0,21
4.	Пленке анодного ингибитора	3,51 ± 0,12

становится одинаковой и меньшей, чем у контрольных [7], так как ей препятствует одинаковый у всех наклеп. Но время, за которое в контакт со средой вступает монолитный металл, у образцов с номером 2 наступает значительно раньше, чем с номерами 3 и 4.

На практике для защиты, например, магистральных трубопроводов можно применять хорошо зарекомендовавший себя в нефтегазовой промышленности водорастворимый жидкий концентрат ингибитора коррозии марки СНПХ-6035 (НИИнефтепромхим, г. Казань). Наносить ингибирующее средство следует непосредственно в процессе пластического деформирования, снабдив виброударный инструмент устройством для дозированной подачи ингибитора в зону обработки [48].

Заключение

Технология упрочнения ударным поверхностным пластическим деформированием может эффективно использоваться для устранения напряженного состояния сварных соединений различных видов на изделиях из конструкционных сталей и коррозионной защиты этих соединений. В качестве технического средства для выполнения ударной обработки наиболее подходящим в настоящее время является ультразвуковой комплекс "Шмель-МГ". Математическая модель ударной пластической деформации, адаптированная к процессу обработки сварных соединений для снятия механических напряжений и коррозионной защиты при наличии специального стенда, позволяет разрабатывать в каждом конкретном случае технологические директивы для проведения работ и контроля достаточности упрочнения с высокой точностью и достоверностью. Она также позволяет сформулировать критерий достаточности упрочнения для однотипных объектов без предварительных лабораторных испытаний. Текущее значение этого критерия может использоваться в процессе работы и вычисляться с помощью обычного карманного калькулятора. При оперативном контроле процесса упрочнения и в том и в другом случаях можно использовать стандартные переносные средства измерений физических величин: толщиномер и твердомер. Для защиты обрабатываемых поверхностей от коррозионных поражений весьма эффективно применение наносимых непосредственно в процессе упрочнения анодных ингибиторов коррозии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Перспективы** применения ультразвука для релаксации напряжений в сварных соединениях никелевых сплавов / Т.Н. Глущено, Н.Н. Хавский, О.В. Абрамов, Н.Ю. Коломейцева в кн.: Ультразвук в технологии машиностроения – 91. Тез. докл. межд. конф.: Архангельск, 1991.

2. **Пат. 2179919 RU.** Виброударный инструмент с ультразвуковым возбуждением / С.Д. Шестаков. 2002.

3. **Пат. 2259912 RU.** Ультразвуковой виброударный инструмент / М.М. Ганиев, С.Д. Шестаков. 2005.

4. **Исследование** ультразвукового ударного способа поверхностной обработки и разработка рекомендаций по его применению в качестве упрочняюще-пассивирующего средства при ремонте линейной части магистральных газопроводов. Вологда: Отчет о НИР ГР № 70990000161. 1999.

5. **Свидетельство** об официальной регистрации программы для ЭВМ 2005612010. 2005.

6. **Сурков Ю.П., Хороших А.В., Рыбалко В.Г.** Особенности зарождения и развития коррозионных трещин // Коррозионное растрескивание под напряжением трубных сталей. Проблемы. Решения под ред. В.Н. Лисина. Материалы семинара. Ухта. 1996.

7. **Никитенко А.Ф., Любашевская И.В.** Долговечность сосудов высокого давления // Прикладная механика и техническая физика. 2007. № 5. Т. 48. С. 173–182.

8. **Шестаков С.Д., Городищенский П.А., Лисин В.Н.** Предотвращение стресс-коррозионных разрушений трубопроводов высокого давления ультразвуковой релаксационно-пассивирующей обработкой // Физика и техника ультразвука: тез. докл. науч.-техн. конф. СПб. 1997. С. 161–163.

9. **Шестаков С.Д., Городищенский П.А., Лисин В.Н.** Ультразвуковая упрочняюще-пассивирующая обработка пораженных коррозией трубопроводов высокого давления // Ультразвуковые технологические процессы–98: тез. докл. науч.-техн. конф. М. 1998. С. 139–142.

10. **Петров Л.Н.** Коррозия под напряжением. Киев: Вища школа, 1986.

11. **Асташев А.К.** О влиянии высокочастотной вибрации на процессы пластического деформирования // Машиноведение. 1983. № 2.

12. **Тявловский М.Д., Кундас С.П.** Кинематика ультразвукового плющения при различных амплитудах колебаний деформирующих инструментов // Весці АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1984. № 1.

13. **Вагапов И.К.** Резонансные характеристики двухстержневой колебательной системы под нагрузкой // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1994. № 3.

14. **Вагапов И.К.** Нелинейные эффекты в ультразвуковой обработке. Минск: Наука и техника, 1987.

15. **Пат. 60424 RU** на полезную модель. Ультразвуковой технологический комплект для деформационного упрочнения и релаксационной обработки / П.А. Городищенский. 2007.

16. **Pat. 1064118 EP.** Method and apparatus for producing beneficial stresses around apertures by the use of focused stress waves / E.T. Easterbrook. 1999.

17. **Pat. 1038977 EP.** Device for treating surfaces by impingement / P. Cheppe. 2000.

18. **Pat. 1261455 EP.** Method and apparatus for providing a residual stress distribution in the surface of a part / P.S. Prevey. 2006.

19. **Пат. 2124430 RU.** Устройство для ультразвуковой упрочняюще-чистовой обработки / Ю.В. Холопов. 1999.

20. **Пат. 2219042 RU.** Многостержневое устройство для упрочнения поверхностным пластическим деформированием / Ю.С. Степанов. и др. 2003.

21. **Пат. 2170654 RU.** Способ упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / Е.С. Киселев, А.Н. Унянин, А.В. Маттис. 2001.

22. **Заяв. 2005103594 RU.** Способ ультразвуковой ударной механической обработки поверхностей корпуса для исправления дефектов и упрочнения рабочих поверхностей / Е.Ш. Статников. 2005.

23. **Круглов В.В., Зазнобин В.А., Самохвалов Р.В.** Результаты измерений напряженно-деформированного состояния трубных сталей ультразвуковым методом // Сборник докладов 2-й Международной научно-технической конференции "Безопасность, эффективность и экономика атомной энергетики". М.: ВНИИАЭС, 2001. Ч. 2. С. 107–112.

24. **Никитина Н.Е. и др.** Определение двухосного напряженного состояния трубопроводов на основе явления акустоупругости // Материалы 7-й Международной конференции "Неразрушающий контроль и техническая диагностика в промышленности". М.: NDT, 2008.

25. **Пат. 2277667 РФ.** Способ ремонтно-восстановительных работ на трубах магистральных газопроводов / И.И. Велиюлин. и др. 2006.

26. **Фурсенко С.А. и др.** Создание и внедрение технологии ультразвукового упрочнения сварных соединений и заварок при ремонте труб ЛЧМГ // Материалы отраслевого совещания (Невинномысск, 2005 г.). М.: ИРЦ Газпром, 2006. С. 117–130.

27. **Пат. 2224627 RU.** Способ обработки поверхности детали пары трения и устройство для его осуществления / Н.Г. Макаренко и др. 2004.

28. **Пат. 2168552 RU.** Способ обработки деталей поверхностным пластическим деформированием / Н.Г. Дудкина, А.В. Федоров, С.Ю. Свитачев. 2001.

29. **Пат. 2031144 RU.** Способ ультразвуковой ударной обработки и операционный технологический комплекс для его осуществления / Б.Е. Патон и др. 1995.

30. **Пат. 2068763 RU.** Способ управления поверхностным пластическим деформированием и устройство для его осуществления / А.М. Довгалев. 1996.

31. **Заяв. 2004114010 RU.** Способ контроля режимов поверхностного пластического деформирования деталей машин / С.А. Тимофеев, Д.Л. Мерсон, Н.М. Бобровский. 2005.

32. **Prokopenko G.I. et al.** Method of ultrasound treatment vibroimpactive / WO 2007/015688. 2007.

33. **Пановко Я.Г.** Введение в теорию механического удара. М.: Наука, 1977.

34. **Kudryavtsev Y., Kleiman J., Prokopenko G.** Fatigue Life Improvement of Tubular Welded Joints by Ultrasonic Peening // IIW Document XIII-2117-06. 2005.

35. **Пат. 2266805 РФ.** Ультразвуковой обрабатывающий инструмент / Н.П. Коломеец., А.А. Лбов, А.А. Новик. 2005.

36. **О проведении** ускоренных коррозионных испытаний на образцах труб с различными методами пассивирования: Ухта: СеверНИПИгаз. Отчет по НИР. 1997.

37. **Лаврик В.И., Савенков В.Н.** Справочник по конформным отображениям. Киев: Наукова думка, 1970.

38. **Shestakov S. at al.** Laser-inducid mass transfer. Simulation and experiment. Washington: SPIE Proceedings, Vol. 1440. SPIE. 1990.

39. **Огибалов П.М., Тамбовцев Е.П., Молодцов И.Н.** Динамическая калибровка диссипации в локальных средах // Механика композитных материалов. Рига: АН Лат. ССР, 1985. С. 217–224.

40. **Работнов Ю.Н.** Механика деформируемого твердого тела. М.: Наука, 1988.

41. **Афонин А.Н. и др.** Моделирование процесса поверхностно-объемного пластического деформирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 10.

42. **Пат. 2379172 РФ.** Способ упрочнения стенок металлических сосудов / С.Д. Шестаков, П.А. Городищенский, А.В. Лященко. 2010.

43. **Шрайер Л.Л.** Коррозия. М.: Металлургия, 1981.

44. **Ашпина О.Б.** Защита от коррозии металлоконструкций в химической промышленности // Известия науки. Химия. www.inauka.ru/chemestry/ article47510.html.

45. **Пат. 2378558 РФ.** Способ предотвращения разрушения трубопроводов в зонах концентрации механических напряжений / С.Д. Шестаков, П.А. Городищенский, А.В. Лященко. 2010.

---

* *Статья посвящена памяти друга, талантливого инженера Павла Анатольевича Городищенского.*

УДК 621.793

В.С. Гончаров, Е.В. Васильев, М.В. Гончаров
(Тольяттинский государственный университет)
E-mail: avellka@yandex.ru

Восстановление и упрочнение раскатных роликов

Предложена и апробирована комплексная технология восстановления и упрочнения раскатных роликов с использованием газопламенного и ионно-плазменного напыления. Установлено, что данная технология позволяет успешно восстанавливать и упрочнять изделия из штамповой стали 5ХГМ с повышением износостойкости до 36 раз. Определено влияние некоторых технологических параметров ионно-плазменного напыления на структуру и свойства получаемых покрытий.

Ключевые слова: *восстановление, упрочнение, газопламенное напыление, ионно-плазменное напыление, штамповая сталь, износостойкость, раскатные ролики, покрытия.*

Technology of recovery and hardening of flattening-out rollers using gas-flame spraying and cathodic arc deposition is developed and tested. Ability of the successful recover and hardening of different products made of steel 40CrMnMo7 with increasing in wear resistance up to 36 times is proved. An influence of some technological parameters of cathodic arc deposition on the structure and properties of coatings is determined.

Keywords: *recovery; hardening; gas-flame spraying; cathodic arc deposition; hot-work steel; wear resistance; flattening-out rollers; coatings.*

Введение

Одними из распространенных инструментов для холодной раскатки трубных заготовок являются раскатные ролики (рис. 1), которые изготавляют из штамповой стали 5ХГМ с твердостью 44...48 HRC после закалки в масле при температуре 820...850 °С и отпуска при температуре 410...440 °С [1].

Для повышения эксплуатационных характеристик металлообрабатывающего инструмента применяют нанесение различных ионно-плазменных покрытий, таких как TiN, TiAlN, TiC, WC/C и др. [2]. Однако при температуре синтеза 500...550 °С ионно-плазменных покрытий из TiAlN происходит разупрочнение штамповой стали до твердости 40 HRC. В результате большой разницы в твердости подложки и поверхностного слоя покрытия снижается ударная вязкость, что ведет к образованию трещин при динамических нагрузках инструмента [3]. Следовательно, для предотвращения разупрочнения основы при ионно-плазменном напылении следует понижать температуру синтеза покрытия или наносить промежуточные термостойкие слои.

Большая часть раскатных роликов приходит в негодность при износе 1...2 % мас., в связи с чем возникает необходимость в восстановлении изношенной поверхности, например, газопламенным напылением [4].

Цель работы – разработка комплексной технологии газопламенного и ионно-плазменного восстанов-

Рис. 1. Внешний вид раскатных роликов после восстановления и ионно-плазменного упрочнения

ления и упрочнения раскатных роликов из штамповой стали, а также анализ структуры и свойств получаемых покрытий в зависимости от технологических параметров обработки.

Материалы, оборудование и технология

В качестве образцов для нанесения покрытий использовали раскатные ролики и образцы-свидетели из стали 5ХГМ, химический состав приведен ниже:

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Cu
0,5...0,6	0,25...0,60	1,2...1,6	до 0,35	до 0,03	до 0,03	0,6...0,9	0,15...0,30	до 0,3

Газопламенное напыление проводилось с помощью специально разработанной горелки порошкового напыления (рис. 2) и установки ТОП-ЖЕТ-2.

После износа поверхности восстановление раскатных роликов проводилось по следующему технологическому процессу:

1. Предварительная механическая обработка наружных поверхностей шлифованием с целью устранения дефектов, придания правильной геометрической формы и получения единого базирования.

2. Струйно-абразивная обработка карборундом до получения параметра шероховатости поверхности *Rz* 20.

3. Газопламенное напыление порошка ПН70Х17С4Р4.

4. Локальное оплавление покрытия.

5. Механическая обработка (шлифование, полировка) абразивным инструментом до восстановления требуемой геометрии.

После этого образцы обезжиривали, промывали в ультразвуковой ванне и помещали в вакуумную камеру серийной установки ННВ-6.6-И1, которую затем откачивали паромасляным насосом. Перед нанесением покрытий производили очистку ионами хрома при отрицательном потенциале подложки 700 В, токе дуги 50...70 А и температуре подложки 450...500 °С. Температуру контролировали пирометром "Смотрич 4П-03" и поддерживали на заданном уровне. Покрытие TiN наносилось с серийного электродугового испарителя без сепарации капельной фазы, TiAlN – с массзарядной сепарацией капельной фазы четверть-торового сепаратора.

Образцы с покрытиями исследовали металлографически на микроскопе "Неофот-2". Микротвердость покрытий по Кнупу $HK^{0,05}$ определяли на микротвердомере "Микромет 5101" согласно ISO 4516:2002 при нагрузке 0,05 кг. Для определения адгезионной прочности покрытий использовался микротвердомер "ТК-2М" с индентором Бринелля. Ошибка в измерениях соответствует стандартным отклонениям и не превышает 5...10 %.

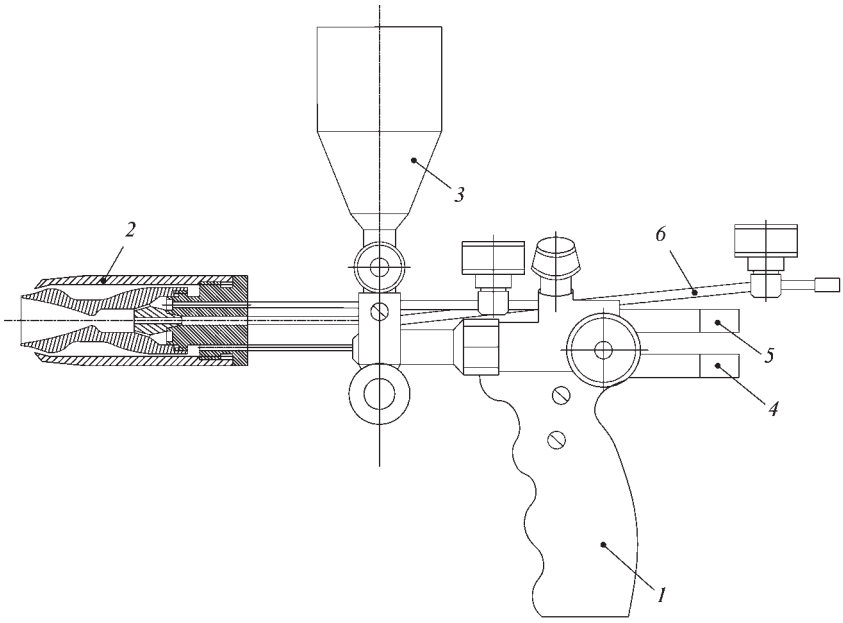


Рис. 2. Газопламенная горелка конструкции ТГУ:
1 – рукоятка; *2* – сопло Лаваля; *3* – бункер для засыпки порошка; *4* – патрубок подачи ацетилена; *5* – патрубок подачи кислорода; *6* – патрубок подачи воздуха

Результаты исследований и их обсуждение

Твердость газопламенного покрытия составляет 59...64 HRC, толщина – 1,5...2,0 мм. После чистового шлифования отклонение от номинальных геометрических размеров не более 0,02 мм, что находится в пределах допуска точности инструмента. Получаемое газопламенное покрытие не склонно к разупрочнению при температурах воздействия 500...600 °С, что позволяет синтезировать на нем ионно-плазменные покрытия при более высокой температуре без снижения твердости основы.

Влияние технологических параметров нанесения на структуру и свойства ионно-плазменного покрытия TiN+TiAlN. Известно, что источниками дефектов в ионно-плазменном покрытии могут являться дефекты подложки, например повышенная шероховатость, приводящая к от-

слаиванию покрытия на вершинах микровыступов. Снизить влияние данного фактора можно, если исходный материал перед напылением подвергнуть тщательному электрохимическому полированию.

Если шероховатость исходной поверхности будет соизмерима с толщиной покрытия, последнее будет отличаться значительными колебаниями профиля и, наоборот, чем выше будет класс обработки поверхности, тем более существенным будет вклад самого покрытия (его геометрии) в формирование конечного профиля поверхности. Установлено, что при толщине покрытия ~5 мкм влияние состояния поверхности практически не ощущается при $Rz \leq 1$ мкм и $Ra \geq 0{,}12$ мкм.

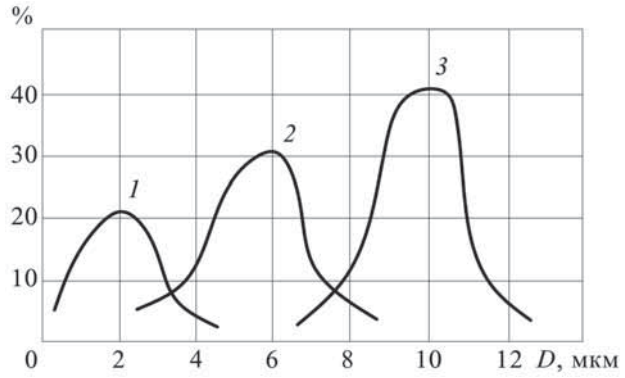


Рис. 3. Распределение капельной фазы по размерам капель в зависимости от силы тока дуги:
1 – 90 А; *2* – 120 А; *3* – 140 А

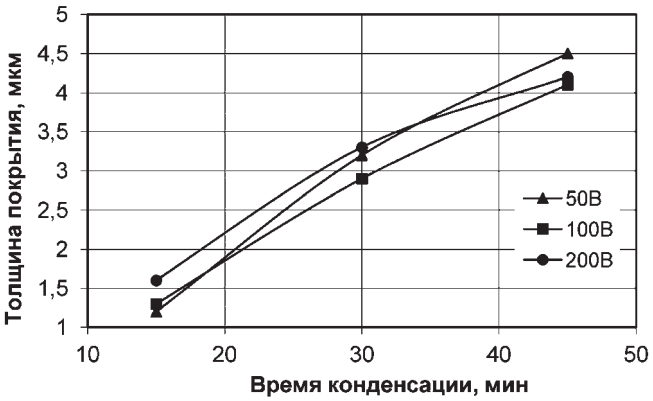


Рис. 4. Зависимость скорости конденсации покрытия TiAlN от напряжения на подложке

Количество капельной фазы в покрытии в значительной степени зависит от силы тока дуги. Увеличение силы тока дуги в диапазоне 90...140 А приводит к резкому возрастанию площади капельной фазы и увеличению размера частиц капельной фазы (рис. 3).

Уменьшение силы тока дуги до значения меньше 80 А приводит к снижению устойчивости горения дуги, что в свою очередь приводит к существенному загрязнению поверхности покрытия. Таким образом, сила тока ограничена снизу устойчивостью работы испарителя, а сверху – предельно допустимой концентрацией капельной компоненты в покрытии. Наилучшие результаты достигаются при токе дуги 90 А, получаемое покрытие имеет низкое содержание капельной фазы и высокую скорость конденсации.

Исследование покрытия TiAlN, нанесенного на подслой TiN, показало, что напряжение смещения на подложке в исследуемом диапазоне (50...200 В) незначительно влияет на скорость конденсации (рис. 4).

Структура двухслойного покрытия TiN+TiAlN показана на рис. 6. Микротвердость покрытия 3392 $HK^{0,05}$.

При оценке адгезии методом индентирования наблюдается отслоение покрытия TiAlN от подслоя TiN вокруг отпечатка твердости (рис. 6).

Как видно из полученных результатов, несмотря на высокую микротвердость покрытия, его адгезионные свойства низкие из-за высоких остаточных напряжений. Для устранения данного недостатка предлагается помимо подслоя TiN наносить промежуточный слой из чередующихся слоев TiN+TiAlN (рис. 7).

Первый слой – TiN толщиной 0,5 мкм с микротвердостью 2000 $HK^{0,05}$. Количество чередующихся

Рис. 5. Структура двухслойного покрытия: подслой TiN и основной слой TiAlN, ×350

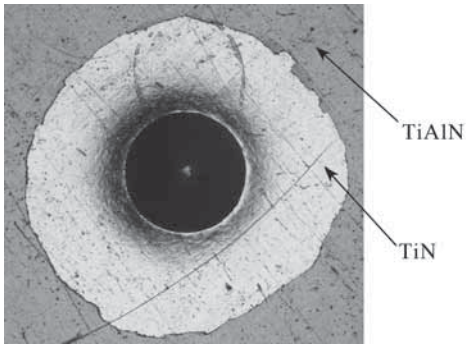


Рис. 6. Отслоение покрытия TiAlN от TiN вокруг отпечатка твердости, ×100

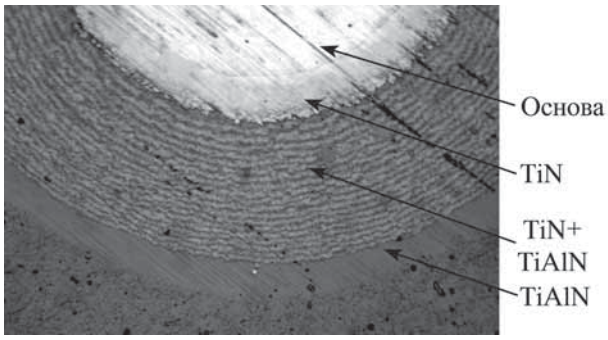


Рис. 7. Структура многослойного покрытия: подслой TiN, промежуточные слои TiN+TiAlN и износостойкий TiAlN, ×350

слоев промежуточного покрытия TiN+TiAlN определяется скоростью вращения изделия и в проведенных опытах составляет 25 слоев при скорости вращения 1 мин$^{-1}$. Верхний слой – TiAlN с микротвердостью 3300 НК^{0,05} и толщиной ~0,4 мкм.

Данная схема нанесения покрытия наиболее предпочтительна, так как позволяет поддерживать температуру конденсации во всем цикле ВИПО. Основной износостойкий слой, состоящий из слоев TiN+TiAlN, получается с двух испарителей (сепаратора и обычного дугового источника), расположенных друг напротив друга, чтобы максимально снизить пересечение плазменных потоков. Температура инструмента при этом поддерживается за счет суммарной тепловой мощности плазменных потоков и напряжения смещения на подложке. Нанесение покрытия с одним сепаратором при напряжении смещения 50 В приводит к падению температуры изделия менее 400 °С, что неизбежно сказывается на адгезионных и механических характеристиках покрытия. Верхний слой из TiAlN обеспечивает максимальное значение износостойкости покрытия. Использование дополнительного дугового источника на стадии конденсации основного несущего слоя позволило сократить технологический цикл напыления.

Результаты механических испытаний металлографических исследований показали, что многослойное покрытие обладает удовлетворительной адгезией (HF-2) и высокой микротвердостью (3058 НК^{0,05}). Толщина покрытия 3,2 мкм. Рекомендуемое многослойное покрытие имеет максимальную твердость и соответствует схеме упрочнения инструмента согласно патента № 2296813 [3].

Результаты промышленной апробации. Испытания раскатных роликов, упрочненных по различным технологиям, в действующем производстве ООО "СИНТОН" показали увеличение износостойкости:

- в 3 раза при упрочнении новых раскатных роликов ионно-плазменным методом (с 2 до 6,2 тыс. обработанных деталей);
- в 2,5 раза при восстановлении газопламенным методом (с 2 до 4,9 тыс. обработанных деталей);
- в 36 раз при газопламенном восстановлении и ионно-плазменном упрочнении (с 2 до 72,1 тыс. обработанных деталей).

Следует также отметить, что предлагаемая технология позволила полностью исключить покупку новых раскатных роликов благодаря многократному восстановлению изношенных поверхностей, при этом ее низкая себестоимость позволяет во много раз снизить расходы на приобретение инструмента.

Выводы

Разработанная технология позволяет успешно многократно восстанавливать и упрочнять раскатные ролики из штамповой стали 5ХГМ с возможностью синтеза ионно-плазменных покрытий без разупрочнения основы.

Для исключения влияния шероховатости подложки на характеристики ионно-плазменного покрытия толщиной 5 мкм чистота обработки поверхности должна характеризоваться параметрами: $Rz \leq 1$ мкм, $Ra \geq 0{,}12$ мкм.

Изменение силы тока дуги до значений более 90 и менее 80 А приводит к резкому возрастанию площади капельной фазы и увеличению размера частиц капельной фазы. Наилучшие результаты достигаются при токе дуги 90 А.

Напряжение смещения на подложке в диапазоне 50...200 В незначительно влияет на скорость конденсации покрытия.

Покрытие TiAlN, нанесенное на подслой TiN, имеет неудовлетворительную адгезию из-за высоких остаточных напряжений. Многослойное покрытие с промежуточными релаксационными слоями имеет мелкоячеистую структуру, удовлетворительную адгезию и высокую микротвердость.

Комплексная технология восстановления и упрочнения дает значительно больший эффект повышения износостойкости по сравнению с дискретными технологиями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Конструкционные материалы: справочник / Под ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.

2. **Гончаров В.С., Гончаров М.В.** Повышение долговечности деталей трансмиссии и двигателей внутреннего сгорания // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 34–37.

3. **Пат. 2296813 РФ.** Способ упрочнения инструмента / В.С. Гончаров, А.В. Солопов, М.В. Гончаров.; заявитель и патентообладатель Тольяттинский гос. ун-т. № 2004121521/02, заявл. 13.07.04; опубл. 10.04.07. Бюл. № 7.

4. **Кулик А.Я.** Газотермическое напыление композиционных порошков. Л.: Машиностроение, 1985. 199 с.

УДК 621.793.79

Р.И. Романов, Е.А. Жукова, В.Ю. Фоминский
(Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", г. Москва),
М.Я. Бычкова *(Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", г. Москва)*
E-mail: VYEominkij@mephi.ru

О влиянии плотности энергии облучения мишени на трибологические свойства углеродных алмазоподобных покрытий при импульсном лазерном осаждении

Показан метод импульсного лазерного осаждения для получения углеродных алмазоподобных покрытий на стальной основе, проводимый при сильно различающихся значениях плотности энергии облучения графитовой мишени. Выявлены преимущества и недостатки применения относительно низких и очень высоких интенсивностей лазерного воздействия на мишень с точки зрения получения тонкопленочных покрытий трибологического назначения, обеспечивающих снижение коэффициента трения и повышение износостойкости трущихся поверхностей стальных деталей при скольжении на воздухе умеренной влажности и при комнатной температуре испытаний.

Ключевые слова: *алмазоподобные углеродные покрытия, плотность, коэффициент трения, износостойкость, импульсное лазерное осаждение.*

The method of pulsed laser deposition conducted with very different values of the energy density of graphite target irradiation (laser fluence) was used to obtain diamond-like carbon coatings on a steel substrate. Advantages and disadvantages of relatively low and very high intensity of laser ablation were investigated in terms of production of thin film coatings for tribological applications that can reduce the coefficient of friction and increase wear resistance of the friction surfaces of steel parts sliding at moderate humidity in the air and at room temperature testing.

Keywords: *diamond-like carbon coatings, density, coefficient of friction, wear, pulsed laser deposition.*

Введение

Углеродные алмазоподобные покрытия с аморфной структурой (а-С) обладают комплексом уникальных механических, физических, химических и трибологических свойств [1]. Следует отметить высокую прочность и твердость, химическую инертность, качественные антифрикционные свойства в сочетании с высокой износостойкостью при трении скольжения в различных условиях (сухое трение, смазка). Для нанесения чистых, не содержащих водород, а потому самых твердых а-С-покрытий с высокой концентрацией алмазных связей между С-атомами наибольшее применение получил метод физического осаждения из ионно-плазменных потоков, образующихся при магнетронном распылении, а также электродуговой или лазерной абляции углеродных, в основном графитовых, мишеней.

Импульсное лазерное осаждение (ИЛО) отличается технической простотой самого способа получения покрытий, возможностью гибкого управления энергетическими характеристиками осаждаемого атомарного потока как за счет изменения режимов лазерного облучения, так и путем использования интенсивных импульсных электрических полей [2–8].

Анализ опубликованных работ по проблеме импульсного лазерного осаждения а-С-покрытий показал, что основной акцент сделан на выявление зависимости соотношения алмазных sp^3- и графитовых sp^2-связей от величины лазерного флюенса. Лазерный флюенс оценивается на основе измерения плотности энергии или плотности мощности лазерного излучения в пятне фокусировки. Исследован также вопрос о влиянии длины волны импульсного лазерного излучения на эффективность образования алмазных связей в углеродных покрытиях.

Эти исследования показали, что при фиксированном флюенсе концентрация sp^3-связей уменьшается с увеличением длины волны от 80 % при 193 нм до 15 % при 1064 нм. Увеличение флюенса при использовании эксимерных лазеров позволяло увеличить концентрацию алмазных связей с 58 до 77 %. Однако чрезмерное повышение флюенса могло вызывать частичную графитизацию покрытий, т.е. снижать концентрацию sp^3-связей. При этом может существенно снижаться уровень внутренних механических напряжений и, как следствие, увеличиваться толщина а-С-покрытий, которые удается наносить, избегая эффекта их самопроизвольного отслаивания от основы.

Влияние флюенса в широком диапазоне величин на концентрацию алмазных связей в а-С-покрытиях, получаемых с использованием излучения наносекундной длительности лазеров на *алюмоиттриевом*

гранате (АИГ), легированном Nd (длина волны 1064 нм), изучено в меньшей степени. В [8] установлено, что повышение лазерного флюенса от малых величин до ~10 и более Дж/см^2 способствовало увеличению концентрации алмазных связей. Исследования с большими флюенсами в работе [8] не проводились. По результатам исследований [2, 9] для получения а-С-покрытий с максимально достижимой концентрацией алмазных связей рекомендуется использовать импульсы наносекундной длительности с очень высокими значениями плотности мощности излучения (>5·10^{10} Вт/см^2). Если учесть, что характерная длительность импульсов твердотельных АИГ-лазеров, излучающих на длине волны 1064 нм, составляет ~15...20 нс, то согласно данным [2, 9] необходимо использовать флюенсы величиной ≥100 Дж/см^2.

Известно, что существенное повышение лазерного флюенса вызывает заметное снижение скорости осаждения покрытий, так как в эрозионном факеле активно протекает процесс плазмообразования, который обуславливает экранировку испаряемого материала от падающего излучения. Учитывая существенное влияние лазерного флюенса на скорость осаждения а-С-покрытия и его физико-химическое состояние (механические напряжения, плотность, тип химических связей), вполне актуален вопрос о выборе оптимального флюенса, обеспечивающего получение качественных а-С-покрытий трибологического назначения. Тем более, что вопрос о влиянии флюенса на трибологические свойства а-С-покрытий, получаемых с помощью АИГ-лазеров, практически не изучен.

Цель работы – исследование трибологических свойств углеродных алмазоподобных покрытий, получаемых ИЛО с использованием излучения АИГ-лазера с различной степенью фокусировки. Акцент исследования ставился на выявления корреляции между лазерным флюенсом, во многом определяющим энергетические характеристики лазерно-инициированного атомарного потока, и структурным состоянием, а также трибологическими свойствами а-С-покрытий (коэффициентом трения и износостойкостью).

Наибольший интерес вызывал вопрос о свойствах а-С-покрытий, которые формируются при низком и высоком флюенсах. *Низкий флюенс* (НФ) выбирался из условия реализации наиболее высокой скорости осаждения а-С-покрытий, которые могли бы при этом содержать достаточно высокую концентрацию алмазных связей. Величина этого флюенса составила ~10 Дж/см^2. Значение *высокого флюенса* (ВФ) увеличивалось до 100 Дж/см^2, что должно было обеспечить преимущественное образование алмазных связей в а-С-покрытии, несмотря на возможное заметное снижение скорости осаждения этого покрытия.

Углеродные а-С-покрытия наносились методом ИЛО на стальные подложки, а их трибологические свойства исследовались методом скольжения стального шарика по покрытию без смазки в условиях умеренной влажности воздуха при комнатной температуре. Измерялся коэффициент трения и анализировался механизм изнашивания а-С-покрытий и шарика при различных нагрузках на контртело.

Экспериментальные условия нанесения и исследования а-С-покрытий

Принципиальная схема ИЛО, позволяющая гибко варьировать энергетические параметры плазменно-паровых потоков для формирования покрытий, представлена в [6]. Для получения покрытий проводилось облучение графитовой мишени в вакууме при давлении остаточных газов 10^{-4} Па. Частота следования импульсов АИГ-лазера составляла 25 Гц, энергия излучения в импульсе 30 мДж. Заданная плотность энергии облучения графитовой мишени (10 и 100 Дж/см^2) достигалась подбором размера пятна фокусировки.

Покрытия наносились на полированные подложки из стали марки ШХ15 при комнатной температуре. Предварительно подложки промывались в спирте и устанавливались на расстоянии 5 см от графитовой мишени перпендикулярно направлению распространения эрозионного потока. Время осаждения с НФ 10 Дж/см^2 выбиралось равным 40 мин, что позволяло получать а-С(НФ)-покрытия толщиной 1,8 мкм. В случае использования ВФ время осаждения увеличивалось до 100 мин, при этом толщина осажденного а-С(ВФ)-покрытия составила 0,25 мкм. Толщина покрытий определялась методами оптической профилометрии и спектроскопии обратного резерфордовского рассеяния ионов гелия с энергией анализирующего пучка, равной 2 МэВ. Сочетание этих методов позволило определить плотность получаемых а-С-слоев.

Покрытия, нанесенные на стальные подложки, подвергались, как и в работе [10], исследованиям методами измерительного индентирования на наноиндентере "Nano-Hardness Tester" (CSM Instruments, Швейцария) и измерительного скольжения по схеме скольжения шарик–диск на трибометре "CSM Instruments" (Швейцария), подробно описанными в [11]. Трибоиспытания проводились без смазки на воздухе с относительной влажностью ~44 %. Шарик диаметром 3 мм был изготовлен из стали 100Cr6 (аналог ШХ15). Нагрузка на шарик составляла 1 и 5 Н. Скорость скольжения была равна 10 см/с. Время испытаний (число циклов) определялось из условия появления признаков разрушения покрытий. После

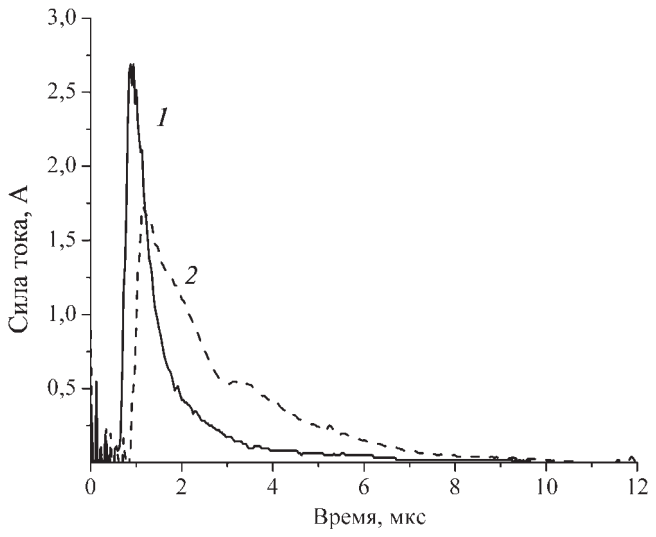


Рис. 1. Времяпролетные ионные сигналы, регистрируемые при импульсном лазерном облучении графитовой мишени при использовании лазерных флюенсов, равных 100 (*1*) и 10 Дж/см^2 (*2*)

трибоиспытаний поверхность образца с бороздкой износа исследовалась методом оптической профилометрии и микроскопии. Площадь сечения и глубину бороздки износа на образцах определяли также на контактном профилометре "SJ-402" (Mitutoyo). Диаметр пятна износа контртела определяли при визуальном наблюдении на оптическом микроскопе "Axiovert 25". Результаты измерений были обработаны с помощью компьютерной программы InsrtumX for Tribometer, CSM Instr.

Для анализа структурного состояния а-С-покрытий использовалась методика *микрорамановской спектроскопии* (МРС). Спектры МРС измерялись при комнатной температуре с помощью прибора "Jobin Yvon-1000" (длина волны лазерного излучения 448 нм, диаметр анализирующего пучка 20 мкм).

Импульсный поток плазмы, образующейся при облучении графитовой мишени, исследовался методикой измерения времяпролетных ионных сигналов. Детектор ионов устанавливался на расстоянии 9,5 см от графитовой мишени. На рис. 1 представлены ионные импульсы, зарегистрированные при лазерном облучении графитовой мишени низким и высоким флюенсами. Эти импульсы обрабатывались по методике [12], согласно которой временная эволюция регистрируемых импульсов тока I зависят от скоростных характеристик ионного потока следующим образом:

$$I\,(l\,,\,t)\,\propto l^2\,t^{-5}\,\exp\left[-\frac{m}{2\,k\,T}\left(\frac{l}{t}-u\right)^2\right], \qquad (1)$$

где l – расстояние между графитовой мишенью и детектором; m – масса ионов; kT – температура (эВ), характеризующая разброс скоростей ионов в потоке; u – дрейфовая скорость потока; t – время.

В результате математической обработки ионных сигналов определены скоростные, а затем энергетические распределения ионов в импульсной лазерной плазме. Обнаружено, что повышение лазерного флюенса вызывало увеличение максимальной энергии ионов на фронте плазменного потока от 600 до 1100 эВ. При этом средняя энергия ионов в лазерном факеле увеличилась от ~150 до ~220 эВ. Результаты исследований лазерной плазмы [13], образующейся при высоких лазерных флюенсах, позволяют предположить, что на начальной стадии разлета плазмы материал мишени в факеле может быть полностью ионизован. Следовательно, энергетические распределения лазерно-инициированного потока атомов углерода формировались по механизму электростатического ускорения.

Рекомбинация на более поздних стадиях разлета плазмы могла уменьшить концентрацию ионов, однако энергетические распределения менялись незначительно и на подложку осаждался сильно ионизованный атомарный поток, характеристики которого близки к обозначенным выше характеристикам ионного потока. Согласно модели [14] средняя энергия осаждаемых ионов может во многом определять концентрацию алмазных sp^3-связей в получаемых а-С-покрытиях. При средней энергии ионов ~150 эВ концентрация sp^3-связей должна составлять примерно 80 %. Повышение средней энергии выше 200 эВ может приводить к некоторому увеличению концентрации этих связей – примерно до 85 %. Согласно [14] эта величина близка к максимально достижимой величине концентрации sp^3-связей в а-С-покрытиях, получаемых ионно-плазменным осаждением. Дальнейшее повышение средней энергии ионов вплоть до 600 эВ не должно оказывать какого-либо влияния на концентрацию алмазных связей.

Результаты исследования трибологических свойств а-С-покрытий

На рис. 2 представлены зависимости коэффициента трения а-С-покрытий, полученных при низком и высоком лазерном флюенсах, от пробега в процессе трибоиспытаний. Видно, что временная эволюция коэффициента трения и его характерные значения зависели от нагрузки на контртело. При нагрузке 1 Н коэффициент трения относительно плавно уменьшался при увеличении числа циклов до значения ~0,15 в конце испытаний (рис. 2, *а*). При этом для а-С(ВФ)-покрытия отмечался несколько пониженный коэффициент трения, чем для а-С(НФ)-покрытия.

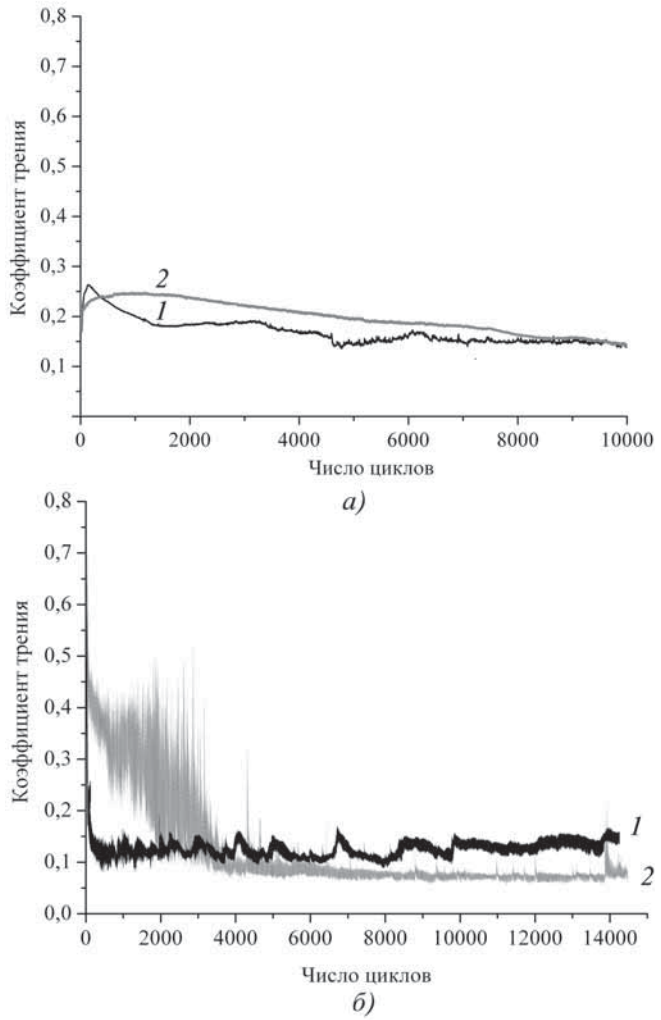


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения от числа циклов скольжения шарика по покрытиям а-С(ВФ) (*1*) и а-С(НФ) (*2*) при нагрузке: *а* – 1 Н; *б* – 5 Н

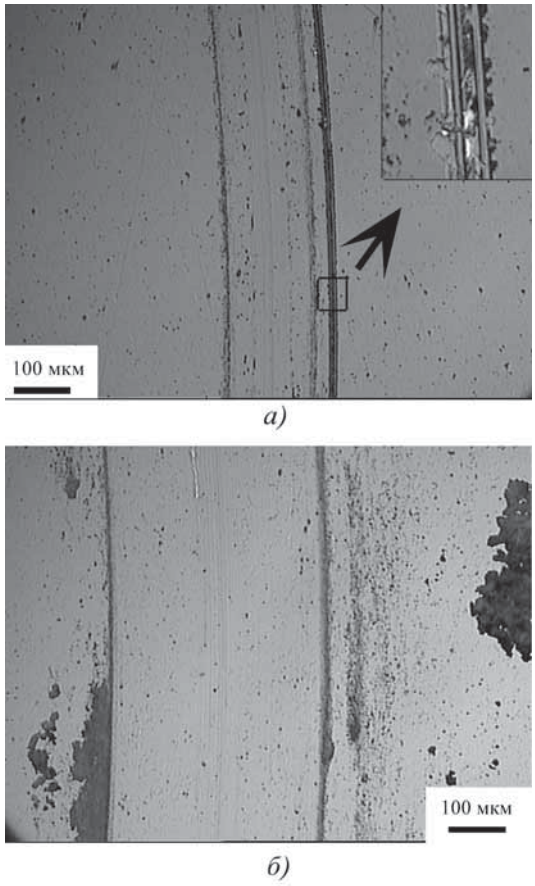


Рис. 3. Треки, образовавшиеся после испытания покрытий а-С(ВФ) (*а*) и а-С(НФ) (*б*). На вставке показан фрагмент границы трека с признаками растрескивания а-С(ВФ)-покрытия

Повышение нагрузки до 5 Н вызвало снижение коэффициента трения в целом (рис. 2, *б*), при этом трение в паре с а-С(НФ)-покрытием уменьшалось заметнее, чем в паре с а-С(ВФ)-покрытием. После приработки в паре а-С(НФ)-покрытием коэффициент трения составлял 0,07, а в паре с а-С(ВФ)-покрытием – 0,12. Следует отметить относительно длительный период приработки при тестировании а-С(НФ)-покрытия и достаточно выраженные флуктуации коэффициента трения в процессе испытания а-С(ВФ)-покрытия.

Анализ треков, образовавшихся на покрытиях после испытаний, показал, что при нагрузке 1 Н покрытия обоих типов практически не подвергались заметному изнашиванию (рис. 3, *а*, *б*). На поверхности покрытия обнаружены следы порошка, который образовался в результате изнашивания стального шарика. Этот порошок располагался на границах трека, а также прилипал к шарику в окружении контактной площадки (рис. 4, *а*, *б*). Изнашивание шарика в паре с а-С(НФ)-покрытием протекало гораздо интенсивнее (примерно в 8 раз), чем в паре с а-С(ВФ). Приведенный износ шарика в паре с а-С(ВФ) составлял ~$0{,}125\cdot10^{-6}$ мм^3/(Н·м), а в паре с а-С(НФ) – ~$1\cdot10^{-6}$ мм^3/(Н·м).

Следует отметить, что после испытаний а-С(ВФ)-покрытий в локальных участках на границе бороздки износа обнаружены следы разрушения покрытия. На рис. 3, *а* видны трещины и фрагменты покрытия в виде тонких микропластинок, которые подверглись хаотическому смещению в результате нарушения сцепления покрытия с подложкой в зоне глубокой бороздки (канавки) износа.

Результаты исследования методом оптической профилометрии бороздок износа, образовавшихся на покрытиях а-С(ВФ) и а-С(НФ) после испытаний с нагрузкой 5 Н, показаны на рис. 5, *а*, *б*. Испытания с повышенной нагрузкой вызвали более заметное изнашивание покрытий обоих типов. Основное разли-

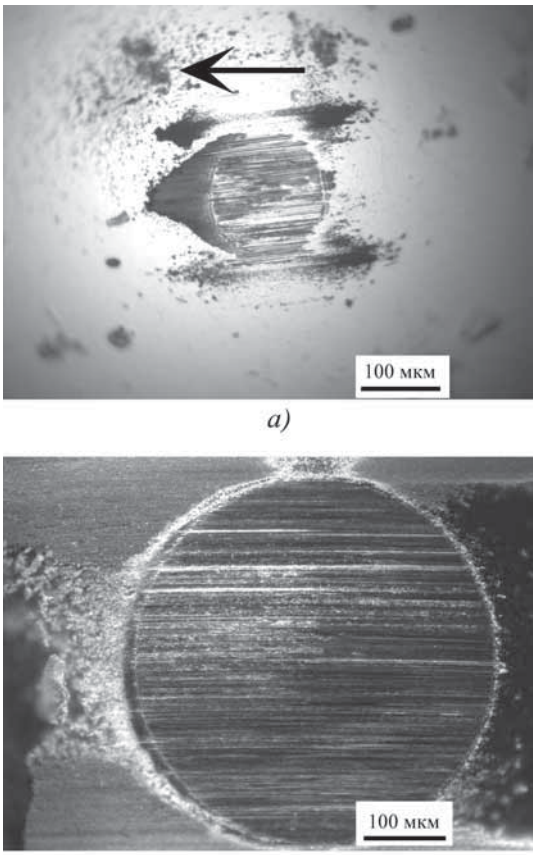


Рис. 4. Контактные площадки, образовавшиеся на шариках после испытаний при нагрузке 1 Н в паре с покрытиями а-С(ВФ) (*а*) и а-С(НФ) (*б*). Стрелкой указано направление скольжения шарика

чие заключалось в том, что изнашивание а-С(ВФ)-покрытия протекало в относительно узкой бороздке шириной не более 250 мкм и проникало в среднем на глубину ~120 нм. Изнашивание а-С(НФ)-покрытия протекало в более широкой (до 450 мкм) бороздке и проникало в среднем на глубину до 300 нм. Глубина локальных разрушений а-С(ВФ) достигала 250 нм, а а-С(НФ)-покрытия – 1400 нм. Данные величины сопоставимы с исходной толщиной покрытий, что позволяло предположить, что покрытия локально разрушались до стальной основы и стальная поверхность могла участвовать в процессах трения и износа.

Характер локальных разрушений указывал на то, что они могли возникать в результате вырывания микрочастиц покрытия из-за нарушения их сцепления с основой. Эти микрочастицы измельчались в порошок, который уплотнялся за счет циклического механического давления при последующих циклах. На поверхности бороздок присутствовали уплотненные продукты износа, образующие выступы над дном бороздки, которые не удалялись в процессе ультразвуковой очистки, что свидетельствует об их хорошей адгезии к покрытию (рис. 5, *а*, *б*, см. с. 2 обложки). Уплотненные продукты износа во многом определяли состав и структуру трибослоя, в котором реализовался контакт трущихся поверхностей. Если адгезионное взаимодействие в зоне контакта пары трения превышало сцепление покрытия с основой, то это могло обуславливать локальный отрыв частичек покрытия от стальной основы.

По результатам профилометрического исследования бороздок износа, образовавшихся на углеродных покрытиях после трибоиспытаний с нагрузкой 5 Н, приведенный износ а-С(ВФ)-покрытия составил $0{,}18 \cdot 10^{-6}$ мм^3/(Н·м), а-С(НФ)-покрытия – $1 \cdot 10^{-6}$ мм^3/(Н·м). При этом изнашивание контртела в паре с а-С(ВФ)-покрытием протекало заметно медленнее, чем в паре с а-С(НФ)-покрытием. Приведен-

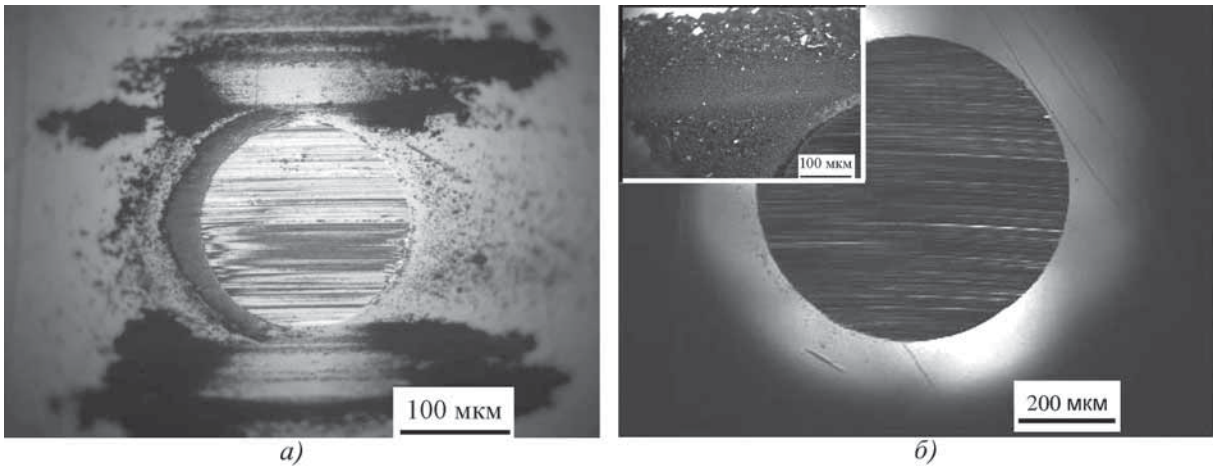


Рис. 6. Контактные площадки, образовавшиеся на шариках после испытаний при нагрузке 5 Н в паре с покрытиями а-С(ВФ) (*а*) и а-С(НФ) (*б*). Вставка иллюстрирует эффективное налипание частиц износа к шарику в процессе испытаний

ный износ шарика в паре с а-С(ВФ)-покрытием составил $0{,}5\cdot10^{-7}$ мм^3/(Н·м), а в паре с а-С(НФ) – $3\cdot10^{-7}$ мм^3/(Н·м). Микроизображения шариков, иллюстрирующие особенности их изнашивания в паре с а-С(ВФ)- и а-С(НФ)-покрытиями, показаны на рис. 6, *а*, *б*. Исследования проводились сразу после испытаний и после удаления продуктов износа для более точного измерения размера контактной площадки.

Структурные и прочностные особенности а-С(ВФ) и а-С(НФ)-покрытий

Измерения плотности показали, что для а-С(ВФ)-покрытия она составляла 2,54 г/см^3, а для а-С(НФ)-покрытия – 2,26 г/см^3. Данная характеристика может быть использована для оценки концентрации sp^3-связей в этих покрытиях. Согласно модели [15] плотность углеродных пленок ρ зависит от концентрации sp^3-связей δ следующим образом: ρ(г/см^3)=1,27+2,08·δ/100. Тогда концентрация алмазных связей в а-С(ВФ)-покрытии составляла ~60 %, а в а-С(НФ)-покрытии только ~50 %. Следует отметить, что оценка концентрации алмазных связей по плотности а-С-покрытия не отличается достаточной точностью. Так, согласно [16] при плотности 2,54 г/см^3 концентрация алмазных связей не могла превышать 50 %, а по данным [1] при такой же плотности концентрация алмазных связей может достигать 70...95 %.

Измерения МРС-спектров для исходных а-С(ВФ)- и а-С(НФ)-покрытий (рис. 7, *а*, *б*) позволили выявить в них определенные различия, которые также указывали на повышенную концентрацию sp^3-связей в а-С(ВФ)-покрытии, по сравнению с а-С(НФ)-покрытием. Эти различия заключались в слабом смещении *G*-линии (примерно на 15 см$^{-1}$) в сторону больших волновых чисел, а также пониженной интенсивности (примерно на 15 %) *D*-линии для а-С(ВФ)-покрытия. Во всех спектрах интенсивность *D*-линии, расположенной вблизи 1350 см$^{-1}$, была существенно ниже интенсивности *G*-линии, которая располагалась на 1551 см$^{-1}$. При таких характеристиках МРС-спектров концентрация алмазных связей, согласно [17], должна превышать 50 %.

МРС-исследования а-С(ВФ)- и а-С(НФ)-покрытий в области треков на участках с не сильно выраженным разрушением поверхности не выявили заметных изменений в характеристиках МРС-спектров (см. рис. 7, *а*, *б*). Явные изменения МРС-спектров обнаружены при исследовании отражения от микрообразований, расположенных на поверхности трека. В этих спектрах наблюдалось заметное смещение *G*-линии в область больших волновых чисел и увеличение интенсивности *D*-линии. Микрообразования обладали метастабильной структурой, которая претерпевала заметные изменения при облучении анализирующим лазерным лучом. Визуально эти частицы растрескивались, а МРС-спектр приобретал форму, характерную для графитоподобной структуры. Спектр от графитоподобного состояния углеродной фазы представлен линией *3* на рис. 7, *б*. Для подавления лазерного отжига микрообразований приходи-

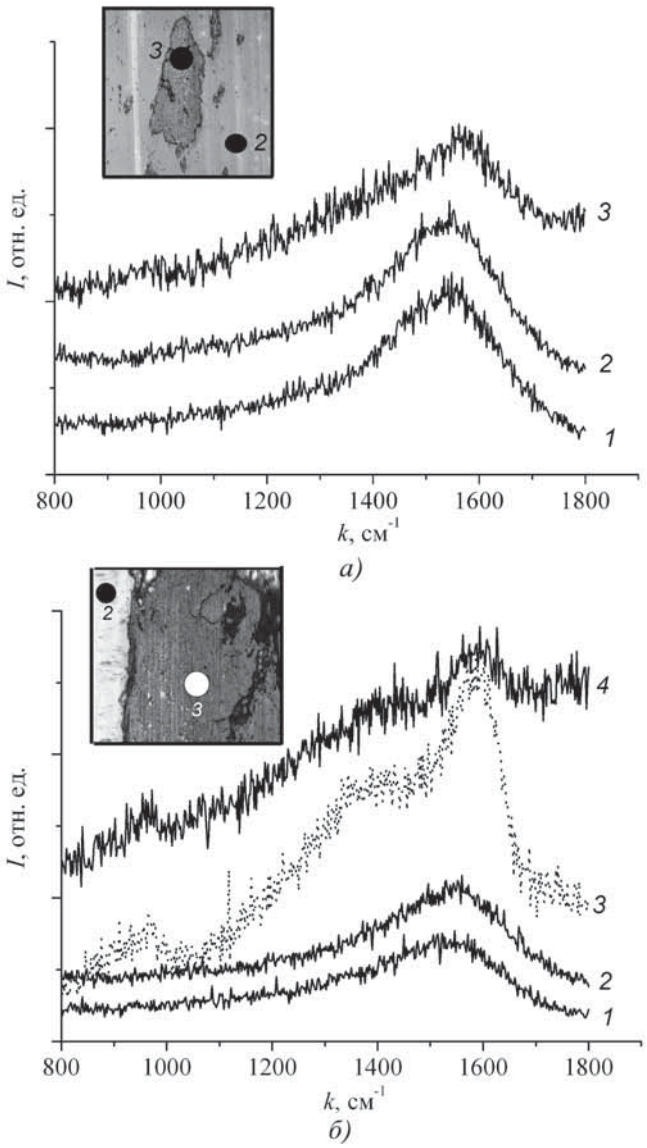


Рис. 7. МРС-спектры, измеренные на исходной поверхности углеродных покрытий (*1*) и в треках, образовавшихся после испытаний с нагрузкой 5 Н: спектр *2* получен с гладкой поверхности трека; *3* – с микрочастицы, расположенной в треке, *4* – с той же частицы с использованием пониженной интенсивности лазерного излучения. На вставках показаны треки с указанием участков измерения МРС-спектров: *а* – а-С(ВФ)-покрытие; *б* – а-С(НФ)-покрытие

лось понижать энергию излучения и проводить повторные измерения, которым соответствовал спектр *4* на рис. 7, *б*.

Следует отметить, что согласно данным МРС-исследований структура микрочастиц в треке на поверхности а-С(ВФ) несколько отличалась от структуры микрочастиц, обнаруженных в треке на а-С(НФ)-покрытии. Различие в МРС-спектрах указывало на повышенную степень графитизации частиц на а-С(НФ)-покрытии. Более того, структура частиц на а-С(НФ)-покрытии оказалась более неравновесной и легче отжигалась при лазерном зондировании. Склонность к графитизации частиц в трибослое может объяснить пониженное трение при скольжении шарика по а-С(НФ)-покрытию, если предположить возможность трибоиндуцированной графитизаци этого слоя. В таком случае повышенный износ контртела в паре с а-С(НФ)-покрытием может быть связан с более эффективным химическим трибоиндуцированным взаимодействием поверхности шарика с графитом, которое может вызвать образование карбидных фаз, усиливающих абразивный износ пары трения.

При анализе трибологических свойств полученных покрытий учитывали существенное различие толщины а-С(ВФ)- и а-С(НФ)-покрытий. Тонкое а-С(ВФ)-покрытие могло сильно деформироваться под нагрузкой, так как оно наносилось на более мягкую основу, чем материал покрытия. Такая деформация могла вызывать зарождение трещин с последующим отслаиванием покрытия от стальной основы. Вероятно, этот факт вызывал наблюдаемое растрескивание а-С(ВФ)-покрытия на границе трека при нагрузке 1 Н, а также мог инициировать локальные разрушения при 5 Н. Относительно слабое влияние тонкого а-С(ВФ)-покрытия на твердость стальной основы подтверждено результатами наноиндентирования.

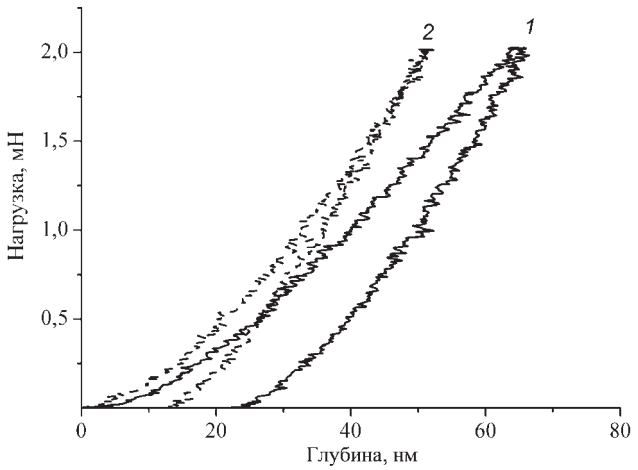


Рис. 8. Зависимость глубины проникновения индентора в а-С(ВФ) (*1*) и а-С(НФ)-покрытия (*2*) от нагрузки

На рис. 8 видно, что при любой нагрузке на индентор стальная основа с а-С(ВФ)-покрытием деформируется на бо́льшую глубину, чем стальная основа с а-С(НФ)-покрытием. Результаты наноиндентирования могут быть использованы для оценки твердости а-С(НФ)-покрытия, так как глубина проникновения индентора не превышала 10 % от толщины покрытия. Твердость а-С(НФ)-покрытия составляла 55 ГПа. Результаты наноиндентирования а-С(ВФ)-покрытий не совсем корректно использовать для оценки твердости покрытия, так как индентор глубоко проникал в это покрытие, и, как следствие, результат индентирования зависел от твердости стальной подложки.

Сравнение результатов измерения твердости для а-С(НФ)-покрытий с известными данными, систематизированными в [18], по твердости а-С-покрытий, получаемых различными методами, показало, что а-С(НФ)-покрытия можно охарактеризовать как достаточно твердые в этом классе материалов. По данным [18] твердость а-С-покрытий может изменяться в широком диапазоне, от ~10 до 80 ГПа. Однако следует учесть, что наибольшие значения твердости (от 50 до 80 ГПа) зарегистрированы у очень тонких покрытий толщиной до 100 нм. Концентрация sp^3-связей в таких покрытиях оценивалась величиной 80...90 %. Для более толстых покрытий твердость не превышала 30 ГПа.

С учетом результатов сравнительного исследования плотности и структурного состояния а-С(ВФ)- и а-С(НФ)-покрытий можно предположить, что твердость а-С(ВФ)-покрытия превышает твердость а-С(НФ)-покрытия. Однако малая толщина не позволила раскрыть весь потенциал поверхностных слоев а-С(ВФ) для получения особо износостойких покрытий с качественными антифрикционными свойствами.

Выводы

1. При выборе лазерного флюенса для нанесения покрытий на основе алмазоподобного углерода методом импульсного лазерного осаждения необходимо учитывать требования к функциональным характеристикам этого покрытия. Использование высоких лазерных флюенсов (~100 Дж/см^2) обосновано в случае необходимости получения очень тонких покрытий с высокой износостойкостью и низким трением. Трибологические характеристики такого покрытия могут существенно зависеть от механических свойств материала основы.

2. Применение менее интенсивных лазерных флюенсов величиной ~10 Дж/см^2 позволяет нано-

сить достаточно толстые покрытия с относительно высокой скоростью роста, которые в паре со стальным контртелом обладают хорошими антифрикционными свойствами. Коэффициент трения скольжения на воздухе составляет 0,15 при нагрузке на контртело 1 Н и снижается до 0,07 при увеличении нагрузки до 5 Н. Твердость этих покрытий составляет 55 ГПа.

3. Использование лазерных флюенсов, обеспечивающих достаточно быстрый рост а-С-покрытий, не позволяет реализовать минимально возможные скорости изнашивания а-С-покрытий и контртела. Сопоставление данных трибологических испытаний показало, что приведенный износ а-С(НФ)-покрытия примерно в 5,5 раза, а приведенный износ контртела примерно в 6–8 раз больше, чем приведенный износ а-С(ВФ)-покрытия.

4. Лазерный флюенс оказывает важное влияние на параметры ионно-плазменного потока, используемого для нанесения покрытий, и, как следствие, на формирование sp^3-связей в а-С-покрытиях. Повышение флюенса позволяет повышать концентрацию sp^3-связей, что обуславливает повышение твердости покрытий, а также изменяет характер трибоиндуцированных процессов в паре со стальным контртелом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Tribology** of diamond-like carbon films. Eds. Donnet C., Erdemir A. Springer. 2008. 664 p.

2. **Davanloo F., Juengerman E.M., Jander D.R., Lee T.J., Collins C.B.** Amorphic diamond films produced by a laser plasma source // J. Appl. Phys. 1990. Vol. 67. P. 2081–2087.

3. **Structure** formation in amorphous carbon films under intermediate energy ion bombardment / V.Yu. Fominski, A.M. Markeev, V.N. Nevolin, V.B. Prokopenko, A.Yu. Triphonov // Vacuum. 1993. Vol. 44. № 9. P. 873–877.

4. **Pulsed** laser deposition of tetrahedral amorphous carbon films from glassy carbon and graphite targets: a comparative study / J.C. Orlianges, C. Champeaux, A. Catherinot, Th. Merle, B. Angleraud // Thin Solid Films. 2004. Vol. 453–454. P. 285–290.

5. **Трибологические** свойства алмазоподобных углеродных покрытий, сформированных на стали ионно-ассистированным осаждением из импульсной лазерной плазмы / В.Н. Неволин, В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, Г.А. Киселев //Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 6. С. 34–40.

6. **Structure** and mechanical properties of W–Se–C/diamond-like carbon and W–Se/diamond-like carbon bi-layer coatings prepared by pulsed laser deposition / V.Yu. Fominski, S.N. Grigoriev, J.P. Celis, R.I. Romanov, V.B. Oshurko // Thin Solid Films. 2012. Vol. 520. P. 6467–6483.

7. **Ossi P.M., Bottani C.E., Miotello A.** Pulsed-laser deposition of carbon: from DLC to cluster-assembled films // Thin Solid Films. 2005. Vol. 482. P. 2– 8.

8. **Parametric** studies of diamond-like carbon by pulsed Nd:YAG laser deposition / S.S. Yap, W.O. Siew, C.H. Nee, T.Y. Tou // Diamond and Related Materials. 2011. Vol. 20. P. 294–298.

9. **Stevelet J., Collins C.B.** Modeling of a laser plasma source of amorphic diamond // J. Phys. D: Appl. Phys. 1991. Vol. 24. P. 2149–2153.

10. **Влияние** режимов импульсного лазерного осаждения на трибомеханические свойства тонкопленочных покрытий Mo–Se–Ni–C / С.Н. Григорьев, В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, Г.Г. Калустян, М.Я. Бычкова // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 9. С. 23–31.

11. **Петржик М.И., Левашов Е.А.** Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // Кристаллография. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002–1010.

12. **Krása J., Lorusso A., Doria D. et al.** Time-of-flight profile of multiply-charged ion currents produced by a pulse laser // Plasma Phys. Control. Fusion. 2005. Vol. 47. P. 1339–1349.

13. **Быковский Ю.А., Неволин В.Н.** Лазерная масс-спектрометрия. М: Энергоатомиздат, 1985. 128 с.

14. **Schultrich B.** Modeling of ta-C growth: Influence of the technological parameters // Diamond and Related Materials. 2011. Vol. 20. P. 785–792.

15. **Structure,** stability, and stress properties of amorphous and nanostructured carbon films / M.G. Fyta, C. Mathioudakis, G. Kopidakis, P.C. Kelires // Thin Solid Films. 2005. Vol. 482. P. 56–62.

16. **Density**, sp^3 content and internal layering of DLC films by X-ray reflectivity and electron energy loss spectroscopy / A. LiBassi, A.C. Ferrari, V. Stolojan, B.K. Tanner, J. Robertson, L.M. Brown // Diamond and Related Materials. 2000. Vol. 9. P. 771–776.

17. **Ferrari A.C., Robertson J.** Raman spectroscopy of amorphous, nanostructured, diamond-like carbon, and nanodiamond // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 2004. Vol. 362. P. 2477–2512.

18. **Charitidis C.A.** Nanomechanical and nanotribological properties of carbon-based thin films: A review // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2010. Vol. 28. P. 51–70.

Авторы благодарны канд. техн. наук М.И. Петржику за проведение индентирования и полезное обсуждение, а также Н. Звягинцевой за профилометрию.

УДК 621.78.001, 621.793.18

А.А. Шматов *(Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь)*
E-mail: shmatov@cosmostv.by

Сопротивляемость изнашиванию стали, упрочненной термогидрохимической обработкой

Исследованы антифрикционные свойства, структура и морфология износа стальной поверхности, подвергнутой термогидрохимической обработке (ТГХО). Процесс ТГХО включает: химическую обработку поверхности в оксидной вододисперсной среде и термообработку. В результате оптимизации ТГХО коэффициент трения стальной поверхности снизился в 8,3 раза. Разработанная технология повышает стойкость стальных инструментов и изделий в 1,3...4,5 раза, по сравнению с традиционными.

Ключевые слова: *сталь, изнашивание, упрочнение, твердосмазочное покрытие, инструмент.*

The antifriction properties, structure and wear morphology of steel surface, subjected to thermo-hydrochemical treatment, are examined in the paper. The process involves the chemical treatment in an oxide aqueous nano-sized suspension and heat treatment. Optimization of the thermo-hydrochemical process was performed. Treatment with optimal regime permits decreasing the friction coefficient of the steel surface in 8,3 as compared with untreated. Developed technology permit increasing the wear resistance of steel tools and parts by the factor of 1,3...4,5 in comparison with traditional its.

Keywords: *steel, wear, strengthening, solid-lubricant coating, tool.*

Введение

Проблема повышения износостойкости стальных инструментов и деталей машин остается актуальной. Решить ее можно путем упрочнения стали различными методами обработки. В этом плане наибольший научный и практический интерес представляет упрочняющая *термогидрохимическая обработка* (ТГХО) стали в *вододисперсной среде* (ВДС), поскольку процесс применим для готовых к эксплуатации изделий, незначительно меняет их первоначальные размеры, форму, шероховатость и структуру [1–4]. ТГХО является наиболее простым и универсальным методом. С помощью этого метода можно создавать износостойкие наноструктурированные покрытия на основе оксидов, сульфидов, карбидов, других антифрикционных материалов и их композиций.

Согласно представлениям в области трения и изнашивания [5–7] лучшими антифрикционными свойствами в атмосферных условиях обладают материалы и покрытия на основе сульфидов и оксидов. Однако предпочтение при разработке покрытий отдается оксидам, поскольку они являются постоянной составляющей граничного слоя, образующегося при трении любого материала. При формировании оксидной пленки определенного состава и структуры можно создать поверхностное упрочнение (эффект Роско) и снизить сопротивление сдвигу при трении (эффект Ребиндера, Киркиндала, теория Берналла, др.), причем эффект Ребиндера наилучшим образом реализуется в присутствии *поверхностно-активных веществ* (ПАВ) [8]. Согласно молекулярно-механической теории трения повышение износостойкости изделия можно достичь при выполнении двух основных условий: при высокой твердости поверхности стали (покрытия) и низкой прочности ее адгезионной связи с контактирующим материалом в зоне трения.

Как известно [5–11], материалы и покрытия обладают твердосмазочными свойствами в тех случаях, когда: имеют слоистую поликристаллическую структуру (графит, сульфиды); сформированы на основе наноструктурированных материалов; реализуется теория Берналла, согласно которой твердое тело приобретает свойства жидкости, если в кристаллической решетке содержится более 10 % вакансий; реализуется эффект Ребиндера, который ведет к пластифицированию поверхностного слоя и созданию положительного градиента механических свойств в зоне тре-

ния; реализуется эффект Киркиндала, который приводит к селективному растворению из сплава легирующих элементов из-за различия их электрохимических потенциалов, в результате чего формируется квазижидкая пленка, снижающая коэффициент трения и фрикционный разогрев.

В результате поверхностного легирования и модифицирования сталей и сплавов можно сформировать наноструктуру на основе тугоплавких и сверхтвердых материалов [1–4, 12]. Наноструктурированные материалы и покрытия облегчают разрыв адгезионных соединений в зоне трения, в то же время твердость наноматериалов из тугоплавких соединений возрастает в 2–3 раза [9–11]. В условиях интенсивной эксплуатации инструментов и деталей машин, когда в зоне трения отсутствует смазка или ее подача ограничена, наилучшим способом снижения коэффициента трения является нанесение твердосмазочных покрытий на рабочие части изделий, что гарантирует их длительную работу. Именно покрытия, сформированные методом термогидрохимической обработки, имеют наноструктуру и обладают твердосмазочными свойствами (сверхпластичностью) [1–4].

Из приведенного анализа следует, что процесс ТГХО имеет большие перспективы для своего развития, прежде всего для высокопроизводительных инструментов и деталей машин, имеющих малый ресурс работы. Однако вопросы, связанные с ТГХО практически всех инструментальных и конструкционных сталей, мало изучены.

В работе поставлены задачи: сравнить триботехнические свойства поверхности стали, подвергнутой ТГХО в различных ВДС; оптимизировать процесс ТГХО стали; изучить структуру и морфологию износа стальной поверхности, упрочненной ТГХО; апробировать процесс ТГХО в промышленности.

Материалы и методы проведения исследований

Исследования проведены на углеродистой инструментальной стали У8 (0,8 % С), которую подвергали ТГХО. Сам процесс ТГХО осуществляли путем проведения двух операций: *химической обработки* (ХО) поверхности при температуре 95...100 °С в течение 40...120 мин в специально приготовленной ВДС на базе наноразмерных порошков оксидов и других тугоплавких материалов; последующей *термической обработки* (ТО), включающей нагрев до температуры 130...1050 °С, выдержку в течение 30...60 мин и охлаждение. Насыщающую ВДС предварительно готовили по специальной технологии диспергирования до наноуровня грубодисперсных частиц (размером не более 5 мкм) тугоплавких соединений (оксидов) и других материалов с добавлением 5 % водорастворимого ПАВ (сульфанола и др.). Готовым считался рабочий состав с кислотностью РН 6–8, которую устанавливали и поддерживали путем дозированного введения NH_4OH. При проведении химической обработки образцы помещали и выдерживали в ванне с готовым составом водной насыщающей среды, нагретой до температуры процесса. Поверхность образцов предварительно обезжиривали и декапировали в 5%-ном растворе серной кислоты в течение 1...2 мин. После каждой операции подготовки и химической обработки образцы промывали в воде. Изотермическую выдержку стали до 250 °С проводили в воздушной среде, выше этой температуры – под слоем флюса $SnCl_2$ или плавкого затвора B_2O_3.

Для изучения структуры стали, подвергнутой ТГХО, применяли микроструктурный, рентгеноструктурный, микрорентгеноспектральный анализы. Тонкую структуру и морфологию поверхности исследовали на *атомно-силовом микроскопе* (АСМ) "Nanoscope 3D" (Veeco, USA). Рентгеновские съемки стальной поверхности выполняли на дифрактометре "ДРОН-3,0" в режиме сканирования по точкам в монохроматизированном CuK_α-излучении. Расчет макронапряжений в стали осуществляли по методике одной съемки как сумму главных напряжений σ_1, σ_2 по формуле [13, 14]:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -E/\mu\,[D_\perp - D_0)/D_0]\,,$$

где E – модуль Юнга; μ – коэффициент Пуассона; d_0 – межплоскостное расстояние для ненапряженного материала; $d_\perp$ – среднее межплоскостное расстояние для напряженного материала в направлении, перпендикулярном к поверхности образца.

Определение триботехнических свойств стальной поверхности осуществляли на микротрибометре возвратно-поступательного типа (ИММС, г. Гомель) по схеме "подвижный шарик–неподвижная плоскость" при следующих условиях испытаний: нагрузка 1 Н; длина трека 3 мм, скорость 4 мм/с; пара трения: упрочненная сталь (плоскость) – сталь ШХ15 (сфера диаметром 4 мм) [2–4]. Показатель относительной стойкости упрочненного инструмента (или детали) определяли по формуле $K_w = t_2 / t_1$, где t_1, t_2 – время работы (длина рабочего хода) исходного и упрочненного инструмента соответственно.

Результаты исследований и их обсуждение

Процесс ТГХО имеет двойственный характер упрочнения: на поверхности стали осаждается наноструктурированное твердосмазочное тугоплавкое покрытие, в подслое создается модифицированная зона с высокими напряжениями сжатия [3, 4].

Оптимально полученные *термогидрохимические* (ТГХ) покрытия на сталях имеют малую толщину (200...500 нм). Это ограничивает число методов изучения их свойств. Для наноструктурированных покрытий применяют методы исследования триботехнических характеристик, определяющей из которых является коэффициент трения [6, 7, 12].

Триботехнические исследования. Полученные покрытия, благодаря формированию нанокристаллической структуры, обладают твердосмазочными свойствами. Результаты (рис. 1, *а*, *б*, см. с. 3 обложки) сравнительных трибологических испытаний поверхности стали У8, подвергнутой 2 ч химической обработки (без термообработки), позволили сделать заключение, что в условиях сухого трения скольжения и воздушной атмосферы увеличение числа тугоплавких компонентов в насыщающей ВДС ведет к снижению коэффициента трения твердосмазочных покрытий. Поэтому изначально важно сформировать на поверхности сталей покрытия, полученные в многокомпонентных оксидосодержащих и других средах.

На основании оптимизации и компьютерного проектирования процесса ТГХО стали У8 с помощью синтез-технологий определены технически оптимальные режимы и составы нанооксидных ВДС [2]. Обработка стали У8 по оптимальному режиму (ХО, 1 ч в составе TiO_2+MoO_3, затем ТО при 200 °С, 0,5 ч) позволила, по сравнению с исходным состоянием, существенно (в 8,3 раза) снизить коэффициент трения стальной поверхности при скольжении по ней подвижного шарика из стали ШХ 15 при отсутствии смазки (рис. 2, см. с. 3 обложки). ТГХ покрытия имеют преимущества перед известными твердосмазочными покрытиями [12], поскольку сохраняют минимальные значения коэффициента трения (f = 0,066) на протяжении всего периода эксплуатации и не требуют приработки стальных изделий [15].

Еще одной важной особенностью разработанных покрытий является высокая термическая стабильность ТГХ оксидных покрытий, которые, в отличие от известных наноструктурированных покрытий [9, 10, 12], после нагрева до 1050 °С сохраняют низкий коэффициент трения (f = 0,09) при отсутствии смазки (рис. 3, см. с. 3 обложки).

Напряженное состояние в поверхностном слое. Рентгеноструктурные исследования [13, 14] показали (табл. 1), что после оптимально упрочненной ТГХО стали У8 (60HRC) формируются остаточные сжимающие макронапряжения (1-го рода), величина которых в 1,7 раза выше, чем до обработки и сравнима с уровнем напряжений, создаваемых методами холодной пластической деформации (ППД, МГПД и др.) [16, 17]. При ППД увеличивается плотность дислокаций до $10^{10}...10^{12}$ см$^{-2}$ [9, 18], в то время как при ТГХО, по сравнению с исходным состоянием, число дислокаций существенно не меняется. Микронапряжения (2-го рода) в ТГХ упрочненных твердых сплавах выявлены не были, не отмечено также статических искажений решетки [13, 14].

Формирование высоких напряжений сжатия с помощью ТГХО положительно сказывается на работоспособности стальных инструментов и деталей, поскольку позволяет компенсировать нежелательные растягивающие напряжения в поверхностном слое, возникающие при эксплуатации изделий, а также релаксировать растягивающие напряжения, созданные механической, термической или другой обработкой в процессе изготовления изделий.

Морфология износа стали. Морфологические исследования треков износа поверхности стали У8, оптимально упрочненной ТГХО, свидетельствуют о сверхпластичности ТГХ-покрытий. Поле разрушения исходной стали У8 во много раз шире, чем у стали, упрочненной ТГХО (рис. 4). К тому же продукты разрушения исходной стали – это крупные и мелко раздробленные частицы округлой формы, у ТГХ обработанной стали – это направленно пластифицированные слои с отдельными мелкими частицами разной формы и единичными иглами, по-видимому, составляющих волокнистой структуры покрытия. Ровные боковые стороны трека, не нарушающие волокнистость структуры покрытия, также подтверждают отсутствие следов пластической деформации, создаваемой контртелом (рис. 5).

Таблица 1

Результаты рентгеновской съемки стали У8

Режим обработки стали	Фаза (линия)	$2\theta_\perp$, град.	$2\theta_0$, град.	$d_\perp$, нм	d_0, нм	σ, МПа	Плотность дислокаций, 10^9, см$^{-2}$
ТО	α–Fe (220) [06–0696]	98,889	98,945	1,01379	1,0134	–270	2,77943
ТГХО		98,865	98,945	1,01408	1,0134	–470	2,77711

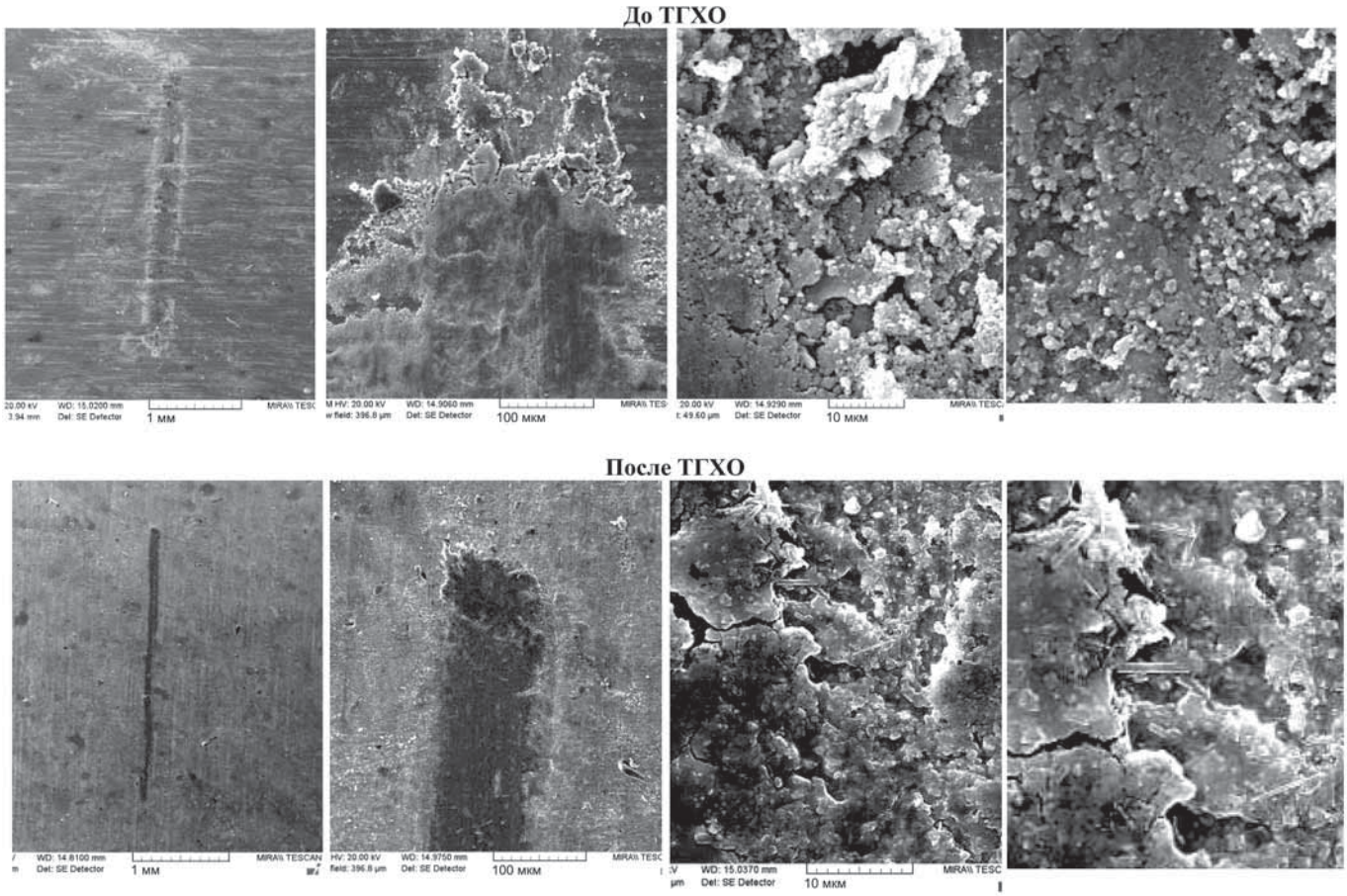
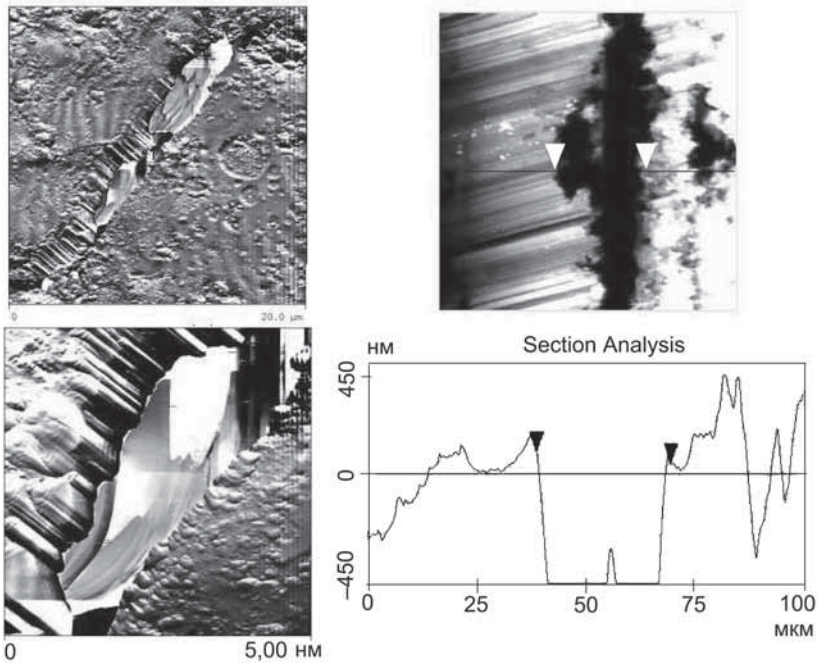


Рис. 4. Морфологические исследования треков износа поверхности стали У8 до и после ТГХО (при разном увеличении):
Пара трения: ТГХО сталь У8 (плоскость) – сталь ШХ15 (сфера ∅4 мм); нагрузка 1 Н; длина хода (трека) 3 мм, скорость 4 мм/с



Спектральный анализ в зоне трека износа стали. Такой анализ для стали У8, подвергнутой оптимальной ТГХО, показал (рис. 6, 7), что не только в ТГХ-покрытии, но и во всей области трения присутствуют оксиды металлов; ТГХ обработанная сталь остается дискретной по химическому составу и в местах трения ее контртелом; в ТГХ-покрытии содержится большое количество железа (до 50 %); среди других легирующих элементов Mo преобладает (до 33,5 %) в составе покрытия, но его содержание резко снижается в зоне трения; содержание тита-

Рис. 5. Микрорельеф трека износа поверхности стали У8 после ТГХО:
Пара трения: ТГХО сталь У8 (плоскость) – сталь ШХ15 (сфера ∅4 мм); условия испытаний: нагрузка 1 Н; длина хода (трека) 3 мм; скорость 4 мм/с

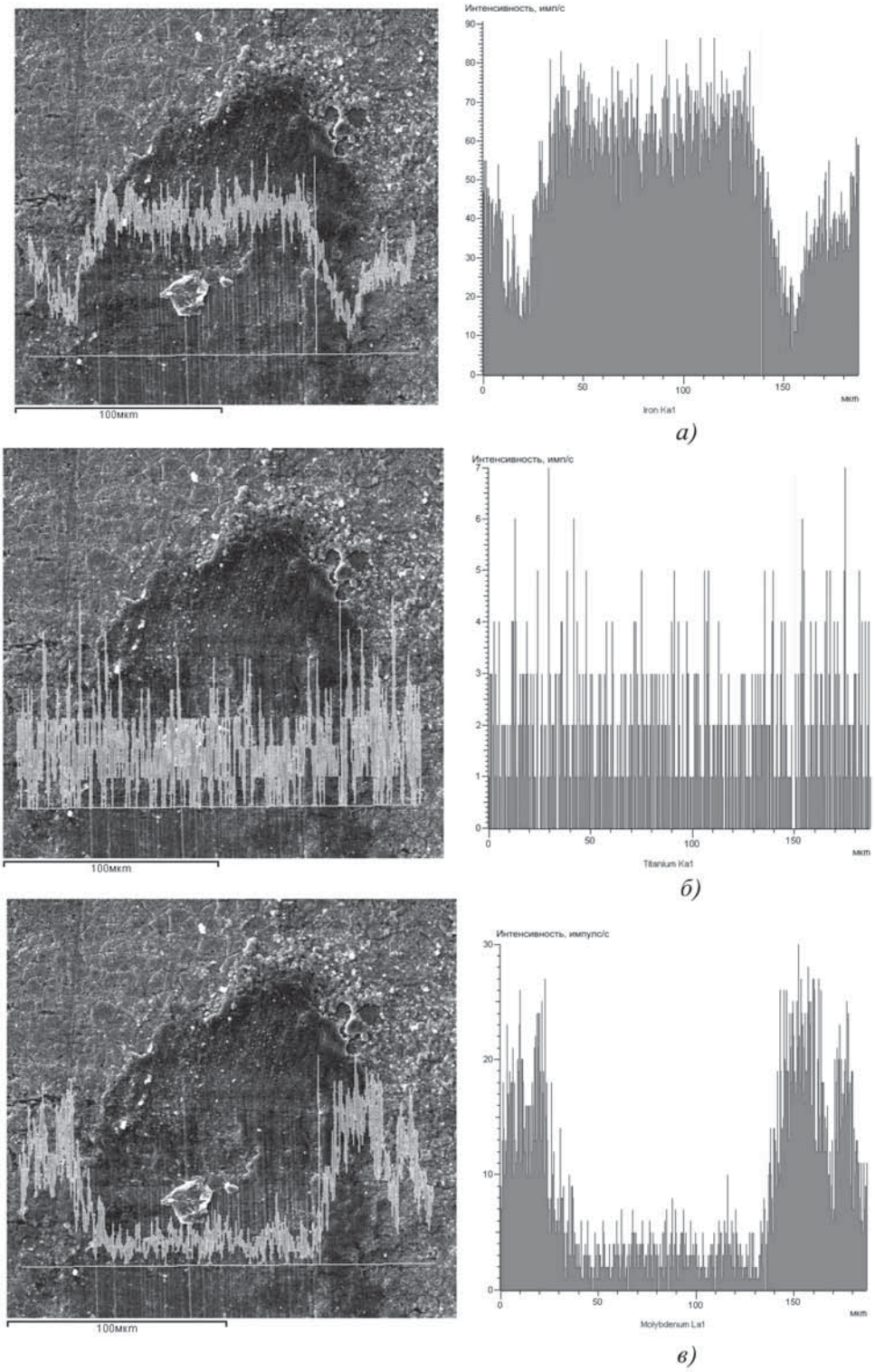
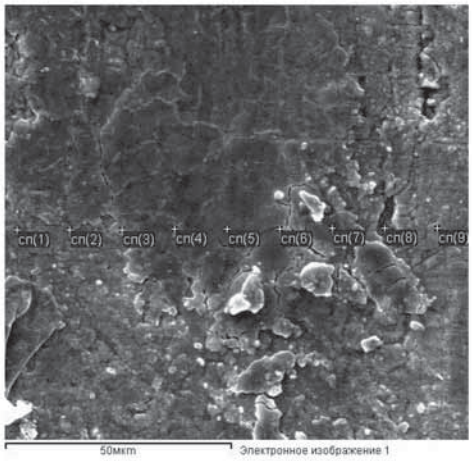


Рис. 6. Микроструктура и интенсивность рентгеновского излучения Fe (*а*), Ti (*б*), Mo (*в*) (% мас.) в зоне трека износа ТГХ упрочненной стали У8

на в покрытии и зоне трения незначительное и не превышает 1,5 % ; наименьшее содержание Mo соответствует наименьшему содержанию кислорода в покрытии, т.е. основным оксидообразователем на поверхности стали является Mo; в местах бокового среза контртелом поверхности стали содержание железа

	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Mo
cn(1)	18.87	0.22	0.29	0.06	0.11	ост.	16.50
cn(2)	18.09	0.32	0.17	0.25	0.29	ост.	22.57
cn(3)	17.94	0.34	0.29	0.29	0.63	ост.	14.14
cn(4)	11.82	0.15	0.09	0.02	0.42	ост.	16.47
cn(5)	8.07	0.14	0.09	0.37	0.17	ост.	5.70
cn(6)	13.27	0.05	0.13	0.19	0.59	ост.	10.53
cn(7)	13.49	0.10	0.12	0.28	0.89	ост.	11.73
cn(8)	21.15	0.12	0.33	0.58	0.11	ост.	26.57
cn(9)	17.52	0.47	0.28	0.38	0.27	ост.	23.35
cn(10)	17.81	0.33	0.13	0.02	0.06	ост.	22.60
cn(11)	17.42	0.23	0.30	0.28	0.54	ост.	15.51
cn(12)	23.11	0.28	0.24	0.08	0.03	ост.	29.78

а)



	O	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Mo
cn(1)	14.74	0.27	0.17	0.09	0.01	ост.	25.65
cn(2)	15.13	0.28	0.07	0.13	0.30	ост.	20.03
cn(3)	21.52	0.12	0.33	0.22	0.22	ост.	22.28
cn(4)	15.61	0.19	1.10	0.39	0.35	ост.	31.29
cn(5)	23.89	0.17	0.26	0.35	0.01	ост.	33.34
cn(6)	23.19	0.37	0.31	0.13	0.06	ост.	30.47
cn(7)	19.25	0.49	1.46	0.04	0.37	ост.	22.24
cn(8)	8.86	0.11	0.08	0.17	0.33	ост.	9.98
cn(9)	21.48	0.23	0.07	0.02	0.05	ост.	26.42

б)

Рис. 7. Микроструктура и результаты микрорентгеноспектрального анализа (% мас.) в центре (*а*) и с краю (*б*) трека износа ТГХ упрочненной стали У8

снижается до минимального, а содержание титана и молибдена увеличивается до максимального.

На основании спектрального анализа трека износа ТГХ упрочненной стали сделано заключение, что процесс изнашивания носит окислительный характер, а химический состав материала в зоне трения дискретен, неоднороден и содержит помимо легирующих элементов большое количество железа.

Применение результатов исследований. В результате исследований разработана технология безэлектролизного термогидрохимического упрочнения сталей. Производственные испытания показали, что ТГХО с использованием разработанных вододисперсных составов позволяет увеличить эксплуатационную стойкость различных видов стальных инструментов и деталей машин (табл. 2) в 1,3–4,5 раза, по сравнению со стандартно термообработанными. Отмечено, что наивысшие показатели стойкости упрочненных инструментов достигаются при черновой механической обработке труднообрабатываемых коррозионно-стойких, жаропрочных и цветных сплавов.

Благодаря простоте технологии и высоким антифрикционным свойствам упрочненной поверхности

Таблица 2

Результаты испытаний изделий и инструментов, подвергнутых ТГХО

Вид инструмента	Материал инструмента	Место испытаний (название компании)	K_w
Метчики	Быстрорежущая сталь	"VUHZ" (Чехия), Daewoo (Корея), "Салют" (РФ), "УМПО" (РФ), "ПМЗ" (РФ), "Энергомаш" (РФ), "БелАЗ", "МТЗ", "Мотовело"	2,0...4,1
Ленточные пилы		"VUHZ" (Чехия)	2,5...3,0
Сверла		"PS" (Словакия), "VUHZ" (Чехия), "Дукс" (РФ), "Энергомаш" (РФ), "Мотовело", "БелАЗ"	1,8...2,9
Зенкера		"Салют" РФ, "Искра" (РФ), "Энергомаш" (РФ)	1,8...3,0
Развертки		"Мотовело", "БАТЭ", "АГУ"	1,5...2,7
Протяжки		"Мотовело", "АГУ"	2,0...2,5
Резцы		"Мотовело", "БелАЗ"	1,3...1,9

Окончание табл. 2

Вид инструмента	Материал инструмента	Место испытаний (название компании)	K_w
Долбяки	Быстрорежущая сталь	"Мотовело"	1,6...2,1
Фрезы		"Энергомаш" (РФ), "Мотовело", "БелАЗ", "МТЗ"	2,0...4,5
Ножи для обработки стекловолокна		"Skloplast" (Словакия)	1,9...2,2
Штампы холодного деформирования	Штамповые стали	"ZVL-LSA" (Словакия), "БелАЗ"	1,8...2,5
Втулки для автосамосвала "БелАЗ"	Конструкционные стали	"БелАЗ"	1,5...2,0

в условиях отсутствия смазки и нагрева данный процесс находит все более широкое применение в технике для увеличения ресурса работы интенсивно эксплуатируемых инструментов и деталей машин. Процесс внедрен в Беларуси на предприятиях "МТЗ", "БелАЗ", "Мотовело" и др.

Выводы

1. Процесс ТГХО имеет двойственный характер упрочнения: на поверхности стали осаждается твердосмазочное покрытие, а в подслое создается модифицированная зона высоких напряжений сжатия, сравнимых с уровнем напряжений, создаваемых методами поверхностной пластической деформации.

2. Трибологические испытания стальной поверхности, подвергнутой ГХО, показали, что увеличение числа тугоплавких компонентов в вододисперсной насыщающей среде ведет к снижению коэффициента трения осажденных покрытий.

3. В результате оптимизации процесса ТГХО стали У8 коэффициент трения стальной поверхности при сухом скольжении по ней подвижного шарика из стали ШХ15 снизился в 8,3 раза, по сравнению с исходным состоянием. Разработанные покрытия имеют преимущества перед известными твердосмазочными покрытиями, поскольку не требуют приработки и сохраняют на протяжении всего времени эксплуатации минимальные значения коэффициента трения (f = 0,066). Отмечена высокая термическая стабильность полученных покрытий, которые после нагрева до 1050 °С сохраняют низкий коэффициент трения (f = 0,09) при отсутствии смазки.

4. На основании спектрального анализа трека износа ТГХО стали отмечено, что процесс изнашивания носит окислительный характер, а химический состав материала в зоне трения дискретен, неоднороден и содержит помимо легирующих элементов большое количество железа.

5. Разработан простой безэлектролизный способ ТГХО, который позволяет повысить эксплуатационную стойкость стальных инструментов и деталей машин в 1,3–4,5 раза в сравнении со стандартно термообработанными.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шматов А.А.** Нанотехнология низкотемпературного термохимического упрочнения готового к эксплуатации инструмента // Наноструктурные материалы: получение, свойства, применение: сб. научн. тр. Минск: 2009, С. 221–230.
2. **Компьютерное** проектирование процесса ТГХО для формирования твердосмазочных покрытий на инструментальной стали У8 // А.А. Шматов и др.: Вест. Полоц. гос. ун-та. Сер. В. Промышленность. 2010. № 2. С. 139–146.
3. **Шматов А.А., Жавнерко Г.К.** Твердосмазочные тугоплавкие покрытия, полученные на сталях методом термогидрохимической обработки // Порошковая металлургия (Минск). 2011. № 34. С. 244–253.
4. **Шматов А.А.** Модифицирование стали в вододисперсной среде // Вест. Полоц. гос. ун-та. Сер. В. Промышленность. 2012. № 3. С. 82–89.
5. **Гаркунов Д.Н., Корник П.И.** Виды трения и износа. Эксплуатационные повреждения деталей машин. М: Изд-во МСХА, 2003. 344 с.
6. **Мышкин Н.К., Петроковец М.И.** Трение, смазка, износ. М.: Физматлит, 2007. 368 с.
7. **Польцер Г., Майсснер Ф.** Основы трения и изнашивания. М.: Машиностроение, 1984. 264 с.
8. **Фридман Я.Б.** Механические свойства металлов. М.: Машиностроение, 1974. Т. 2 135 с.
9. **Материаловедение**: учебник для втузов / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. 648 с.
10. **Материаловедение.** Технология конструкционных материалов / под ред. В.С. Чередниченко. М.: Омега-Л, 2008. 752 с.
11. **Гусев А.И.** Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2009. 416 с.
12. **Витязь П.А.** Твердосмазочные покрытия в машиностроении. Минск: Бел. наука, 2007. 170 с.
13. **Бельский С.Е., Тофпенец Р.Л.** Структурные факторы эксплуатационной стойкости режущего инструмента. Минск: Наука и техника, 1984. 128 с.
14. **Кристаллография**, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский и др. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
15. **Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.** Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М: Металлургия, 1970. 107 с.
16. **Научные** основы повышения малоцикловой прочности / Н.А. Махутов и др.; под. ред. Н.А. Махутова. М.: Наука, 2006. 623 с.
17. **Бойцов В.Б., Чернявский А.О.** Технологические методы повышения прочности и долговечности. М.: Машиностроение, 2005. 128 с.
18. **Фетисов Г.П., Гарифуллин Ф.А.** Материаловедение и технология металлов. М.: Изд-во Оникс, 2007. 624 с.

УДК 621.9.044

В.Ф. Безъязычный, А.А. Семенов *(Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьёва)*
E-mail: semenov__aa@list.ru

Расчетное определение температуры в поверхностном слое детали при лазерной резке

Исследовано влияние на температуру в поверхностном слое детали технологических условий обработки при лазерной резке.
Ключевые слова: *лазер, резание, температура, поверхностный слой.*

Influence on temperature in a blanket of a detail of technological conditions of processing is investigated at the laser are sharp.
Keywords: *laser, cutting, temperature, blanket.*

При лазерной обработке происходит кратковременный локальный нагрев материала до высоких температур. За короткий промежуток времени температура металла в месте резки изменяется в широких пределах: от температуры окружающей среды до температуры, превышающей температуру плавления. По мере удаления источника тепла температура понижается. Большая скорость нагрева при резке и сравнительно быстрое охлаждение создают в обрабатываемом материале неравномерное температурное поле со значительным градиентом температур при переходе от металла обработанной кромки к удаленным участкам основного металла.

При нагреве верхние волокна металла, нагреваемые до высоких температур, испытывают деформации пластического сжатия, так как удаленные (ненагретые) волокна препятствуют их свободному удлинению. В удаленных волокнах образуются напряжения растяжения [1].

При охлаждении волокна металла, нагреваемые до высоких температур, стремятся уменьшить свою длину, но их свободному укорочению препятствуют удаленные от места нагрева волокна металла заготовки. Поэтому те части материала, которые испытали в процессе нагрева пластическое сжатие, будут растянутыми, остаточные напряжения в этой части равны пределу текучести. Удаленные от места нагрева части металла будут сжаты. Под действием момента сил, обусловленных остаточными напряжениями, заготовка получит изгиб [2].

Для определения величины внутренних остаточных напряжений требуется определить температуру в i-м слое материала при воздействии на него лазерного излучения. Для этого использовали формулу, полученную на основе созданной Н.Н. Рыкалиным теории распространения тепла вдоль тела. При исследовании рассматривали прямолинейный участок образца без учета краевых эффектов.

Уравнение, описывающее процесс распределения тепла вдоль тела при нагреве мощным быстродвижущимся источником, имеет вид

$$T_i = \frac{q\, e^{-\left(\frac{\mathrm{v}\, R}{4\, a}\right)}}{2\, \pi\, \lambda\, R}, \qquad (1)$$

где $e = 2{,}718$ – число Эйлера; v – скорость лазерной резки, м/с; R – расстояние от рассматриваемой точки в поверхностном слое детали до источника тепла, м; λ – теплопроводность обрабатываемого материала, Вт/(м·°С); q – эффективная мощность лазерного теплового источника, Вт,

$$q = A\, P, \qquad (2)$$

где P – мощность лазерного излучения, Вт; A – поглощательная способность обрабатываемого материа-

Таблица 1

Рекомендованные значения скорости лазерной резки жаропрочных материалов толщиной до 5 мм [3]

Толщина, м	Скорость, м/с
0,0005	0,25 ± 0,065
0,0010	0,18 ± 0,036
0,0015	0,15 ± 0,030
0,0020	0,12 ± 0,020
0,0025	0,10 ± 0,025
0,0030	0,079 ± 0,016
0,0035	0,06 ± 0,012
0,0040	0,05 ± 0,010
0,0045	0,045 ± 0,009
0,0050	0,030 ± 0,015

ла $A = 0{,}82$ для жаропрочных сплавов; a – температуропроводность обрабатываемого материала, м^2/с,

$$a = \frac{\lambda}{c\rho}, \qquad (3)$$

где c – удельная теплоемкость обрабатываемого материала, Дж/(кг·°С); ρ – плотность обрабатываемого материала, кг/м^3.

Для выявления закономерностей распределения температурных полей в поверхностном слое рассмотрена группа жаропрочных материалов на примере сталей ХН60ВТ, ХН78Т и 20Х3МВФ. Скорость лазерной резки, при которой отсутствует гратообразование (или оно незначительно), назначали исходя из справочных рекомендаций (табл. 1).

Определим на основании графика на рис. 1 зависимость скорости лазерной резки жаропрочного материала от его толщины с использованием программного обеспечения Microsoft Excel 2010. Получим зависимость в следующем виде:

$$v = 0{,}0004\,\delta^{-0{,}877}, \qquad (4)$$

где δ – толщина обрабатываемого материала, мм.

Физические свойства рассматриваемых материалов приведены в табл. 2, а режим лазерной резки – в табл. 3.

Подставив значения физических свойств материалов и значения технологических условий обработки

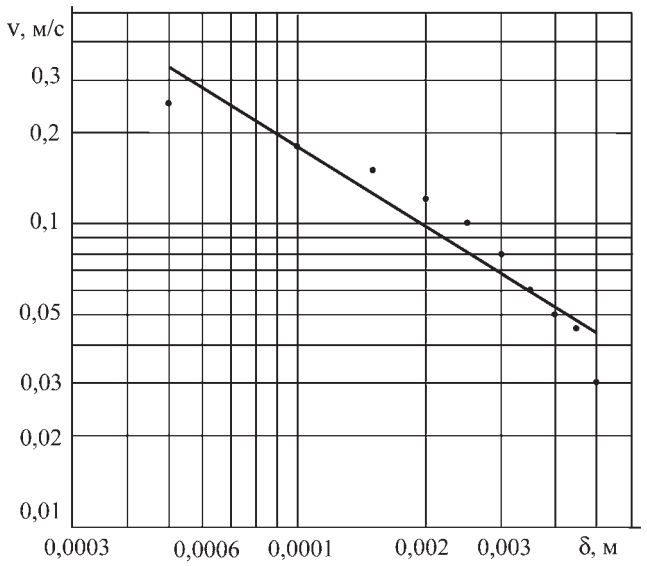


Рис. 1. Зависимость скорости лазерной резки жаропрочного материала от его толщины

Таблица 2

Физические свойства сталей ХН60ВТ, ХН78Т, 20Х3МВФ

Параметр	ХН60ВТ	ХН78Т	20Х3МВФ
λ, Вт/(м·°С)	16,3	20,6	30,6
c, Дж/(кг·°С)	500	580	650
ρ, кг/м^3	8800	8260	7690
$T_{пл}$, °С	1480	1480	1480

Таблица 3

Режим лазерной резки

Параметр	Численное значение
P, Вт	500...1500
v, м/с	0,063...0,095

из табл. 2 и 3 в формулы (2) и (3) для мощности лазерного излучения 500 Вт, получим для:

- ХН60ВТ $q = 410$ Вт, $a = 3{,}704 \cdot 10^{-6}$ м^2/с;
- ХН78Т $q = 410$ Вт, $a = 4{,}299 \cdot 10^{-6}$ м^2/с;
- 20Х3МВФ $q = 410$ Вт, $a = 6{,}121 \cdot 10^{-6}$ м^2/с.

Полученные значения q и a подставим в формулу (1), результаты расчета по которой сведем в табл. 4.

Таблица 4

Значения температуры в поверхностном слое при резке материалов ХН60ВТ, ХН78Т и 20Х3МВФ (скорость движения лазерного луча 0,079 м/с, мощность излучения 500 Вт)

R, м	ХН60ВТ	ХН78Т	20Х3МВФ	*R*, м	ХН60ВТ	ХН78Т	20Х3МВФ
0,00020	6944,831	6363,056	5620,092	0,00054	425,0026	499,6408	700,1962
0,00021	6272,998	5789,798	5183,674	0,00055	395,7541	468,6795	665,7855
0,00022	5679,035	5280,159	4792,011	0,00056	368,6403	439,7821	633,2753
0,00023	5151,956	4825,349	4439,113	0,00057	343,4937	412,7981	602,5447
0,00024	4682,647	4418,067	4119,991	0,00058	320,1609	387,5890	573,4818
0,00025	4263,492	4052,196	3830,461	0,00059	298,5019	364,0276	545,9830
0,00026	3888,077	3722,58	3566,985	0,00060	278,3881	341,9968	519,9522
0,00027	3550,972	3424,842	3326,553	0,00061	259,7017	321,3886	495,3001
0,00028	3247,549	3155,246	3106,588	0,00062	242,3347	302,1033	471,9436
0,00029	2973,846	2910,585	2904,873	0,00063	226,1880	284,0492	449,8055
0,00030	2726,453	2688,091	2719,490	0,00064	211,1703	267,1413	428,8139
0,00031	2502,420	2485,366	2548,770	0,00065	197,1979	251,3013	408,9018
0,00032	2299,189	2300,324	2391,255	0,00066	184,1936	236,4564	390,0066
0,00033	2114,529	2131,140	2245,667	0,00067	172,0863	222,5395	372,0700
0,00034	1946,486	1976,214	2110,882	0,00068	160,8107	209,4884	355,0373
0,00035	1793,350	1834,137	1985,904	0,00069	150,3064	197,2453	338,8577
0,00036	1653,611	1703,665	1869,853	0,00070	140,5178	185,7568	323,4834
0,00037	1525,938	1583,697	1761,943	0,00071	131,3935	174,9731	308,8696
0,00038	1409,151	1473,252	1661,473	0,00072	122,8860	164,8482	294,9746
0,00039	1302,205	1371,460	1567,819	0,00073	114,9515	155,3391	281,7590
0,00040	1204,167	1277,540	1480,417	0,00074	107,5496	146,4060	269,1860
0,00041	1114,206	1190,797	1398,762	0,00075	100,6426	138,0118	257,2210
0,00042	1031,580	1110,604	1322,397	0,00076	95,19597	130,1220	245,8315
0,00043	955,623	1036,399	1250,910	0,00077	88,17753	122,7045	234,9871
0,00044	885,7376	967,6752	1183,929	0,00078	82,55755	115,7294	224,6589
0,00045	821,3874	903,9756	1121,113	0,00079	77,30847	109,1687	214,8200
0,00046	762,0886	844,8865	1062,154	0,00080	72,40473	102,9664	205,4449
0,00047	707,4051	790,0330	1006,772	0,00081	72,40473	102,9964	205,4449
0,00048	656,9428	739,0755	954,7091	0,00082	63,54020	91,72171	187,9916
0,00049	610,3451	691,705	905,7321	0,00084	55,79415	81,72982	172,1235
0,00050	567,2889	647,6404	859,6257	0,00086	49,02019	72,86774	157,6842
0,00051	527,4811	606,6255	816,1928	0,00088	43,09196	65,00173	144,5343
0,00052	490,6553	568,4267	775,2524	0,00090	37,90024	58,01482	132,5495
0,00053	456,5693	532,8303	736,6380				

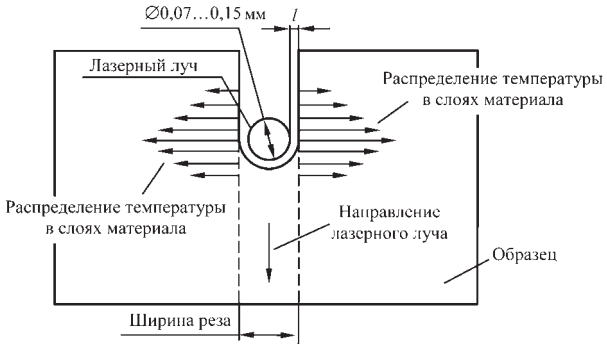


Рис. 2. Схема лазерной резки образца: *l* – размер выдуваемого материала

При лазерной обработке материал детали, температура поверхностного слоя которого превышает температуру плавления, находится в расплавленном состоянии и выдувается из зоны обработки. В связи с этим ниже представленные формулы справедливы для случаев, при которых температура в поверхностном слое материала находится в диапазоне от температуры плавления обрабатываемого материала и ниже.

Принципиальная схема лазерной резки представлена на рис. 2.

Для определения величины выдуваемого слоя материала из зоны обработки построим в двойной логарифмической системе координат графическую зависимость расстояния от лазерного луча, при котором температура в поверхностном слое равна температуре плавления, от теплопроводности материала (рис. 3).

Формула для расчета величины выдуваемого слоя материала при лазерной резке имеет вид

$$R' = 0{,}0003\,\lambda^{0{,}1104}\,, \qquad (5)$$

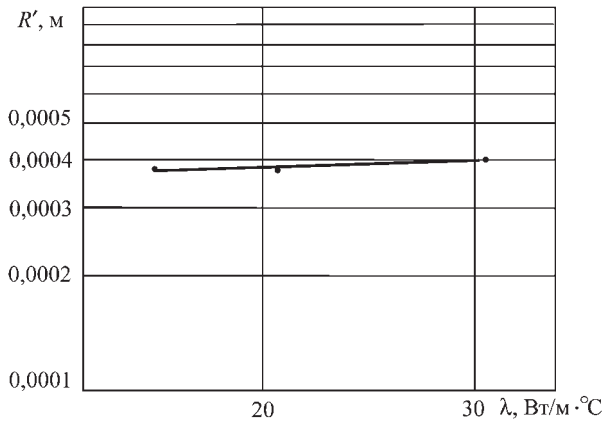


Рис. 3. Зависимость расстояния от лазерного луча, при котором в поверхностном слое материала температура равна температуре плавления, от теплопроводности материала

где λ – теплопроводность обрабатываемого материала, Вт/(м·°С).

В дальнейшем, при исследовании остаточных напряжений, будет рассмотрен участок материала, удаленный от лазерного луча на расстояние, при котором температура слоев материала будет принимать значения ниже температуры плавления рассматриваемого материала.

На основании результатов расчета (см. табл. 4) построена в двойной логарифмической системе координат зависимость распределения температуры в поверхностном слое для каждого из материалов (рис. 4, *а*):

– материал ХН60ВТ:

$$T_{\text{ХН 60 ВТ}} = 10^{-9}\,R^{-3{,}549}\,, \qquad (6)$$

– материал ХН78Т:

$$T_{\text{ХН78Т}} = 2\cdot 10^{-8}\,R^{-3{,}175}\,, \qquad (7)$$

– материал 20Х3МВФ:

$$T_{\text{20Х3МВФ}} = 10^{-6}\,R^{-2{,}695}\,. \qquad (8)$$

Расхождение результатов расчета по формулам (6), (7) и (8) и табл. 4 не превышает 10 %.

Далее рассмотрим влияние скорости лазерной резки на распределение тепла в материале. Для этого примем в формуле (1) значения величин: R = 0,00042 м, P = 500 Вт. Результаты расчетов представлены на рис. 4, *б*.

Формулы для определения температуры в поверхностном слое имеют вид:

– материал ХН60ВТ

$$T_{\text{ХН60ВТ}} = 4{,}5313\,\text{v}^{-2{,}134}\,, \qquad (9)$$

– материал ХН78Т

$$T_{\text{ХН78Т}} = 10{,}343\,\text{v}^{-1{,}829}\,, \qquad (10)$$

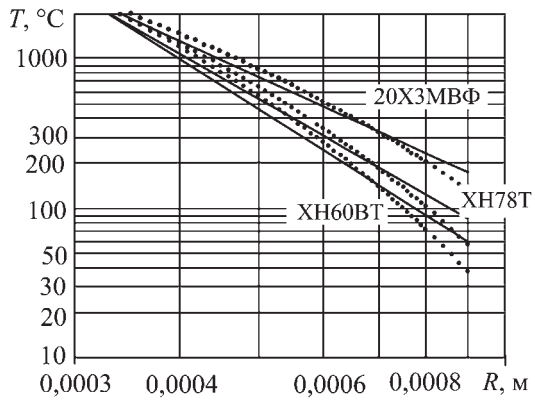
– материал 20Х3МВФ

$$T_{\text{20Х3МВФ}} = 49{,}532\,\text{v}^{-1{,}292}\,. \qquad (11)$$

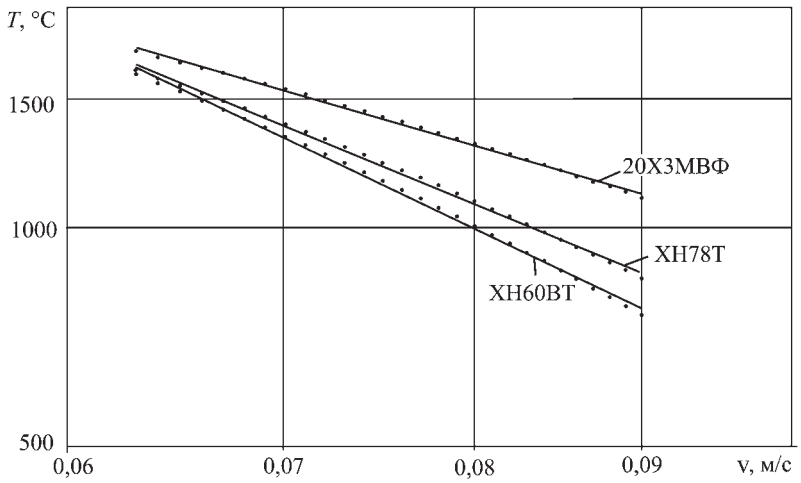
Расхождение результатов расчета по формулам (9), (10) и (11) и табл. 4 не превышает 5 %.

Далее рассмотрим влияние мощности лазерного излучения на распределение тепла в материале. Для этого примем в формуле (1): R = 0,00042 м и v = 0,079 м/с.

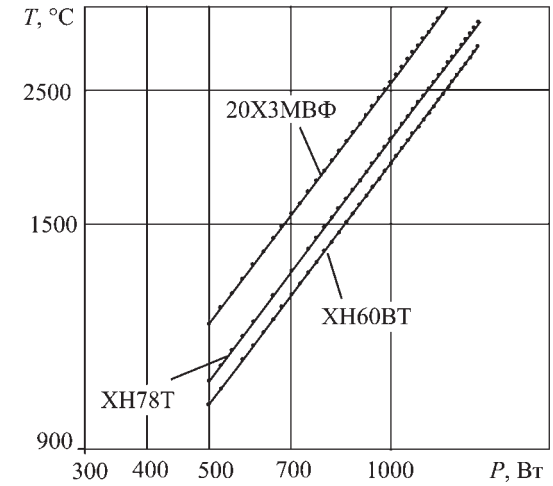
На основании полученных результатов построим в двойной логарифмической системе координат зависимость распределения температуры в поверхностном слое от изменения мощности лазерного излучения для каждого из материалов (рис. 4, *в*).



а)



б)



в)

Рис. 4. Распределение температуры в поверхностном слое детали при обработке материалов ХН60ВТ, ХН78Т и 20Х3МВФ:
а – при режимах обработки v = 0,079 м/с; *P* = 500 Вт; *б* – в зависимости от изменения скорости лазерной резки при режимах *R* = 0,00042 м; *P* = 500 Вт; *в* – в зависимости от изменения мощности лазерного излучения при режимах *R* = 0,00042 м; v = 0,079 м/с

Формулы для определения температуры в поверхностном слое имеют вид:

– материал ХН60ВТ

$$T_{\text{ХН60ВТ}} = 2{,}0632\ P; \qquad (12)$$

– материал ХН78Т

$$T_{\text{ХН78Т}} = 2{,}2212\ P; \qquad (13)$$

– материал 20Х3МВФ

$$T_{\text{20Х3МВФ}} = 2{,}6448\ P. \qquad (14)$$

Расхождение результатов расчета по формулам (12), (13) и (14) и расчетам по формуле (1) не превышает 0,5 %.

В полученных формулах (6)–(11) показатели степеней имеют различные значения для каждого материала. Установлено, что на их изменение влияет теплопроводность материала. Примем следующие обозначения: показатель степени при величине *R* обозначим через *x*, а при v через *y*.

Построим в двойной логарифмической системе координат зависимости показателей при *R* и v от теплопроводности рассматриваемых материалов (рис. 5, *а*).

Формулы для определения показателей степени *x* и *y* будут иметь вид

$$x = -11{,}891\,\lambda^{-0{,}405}, \qquad (15)$$

$$y = -20{,}471\,\lambda^{-0{,}805}. \qquad (16)$$

Формула для определения температуры в поверхностном слое детали при обработке жаропрочных материалов имеет вид

$$T = C\ R^{x}\ \text{v}^{y}\ P. \qquad (17)$$

Анализ формулы (17) показал, что коэффициент *C* зависит от теплопроводности материала детали. По-

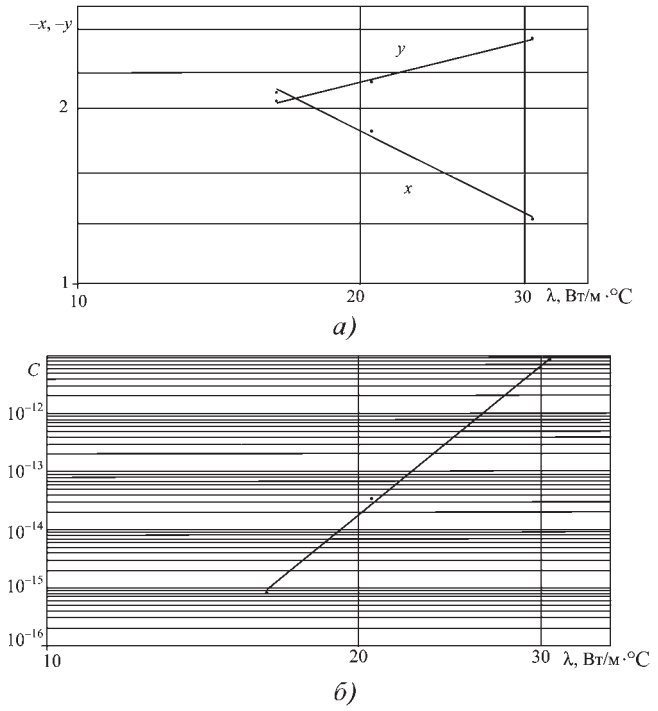


Рис. 5. Зависимость от теплопроводности материала:
а – показателей степеней *x* и *y*; *б* – коэффициента *C*

строим в двойной логарифмической системе координат его зависимость от теплопроводности материала (рис. 5, *б*).

Формула для определения коэффициента *C* имеет вид

$$C = 1{,}85 \cdot 10^{-33}\, \lambda^{14{,}63}\,. \qquad (18)$$

Окончательно формула для определения температуры в поверхностном слое обрабатываемых материалов примет вид

$$T = 1{,}85 \cdot 10^{-33}\, \lambda^{14{,}63}\, R^{-11{,}891\ \lambda^{-0{,}405}}\, \mathrm{v}^{-20{,}471\ \lambda^{-0{,}805}}\, P\,. \qquad (19)$$

Расхождение результатов расчетов температуры в поверхностном слое детали по формуле (1) и (19) не превышает 10 %.

Таким образом, получена формула для расчета температуры в поверхностном слое детали из жаропрочного материала в зависимости от режима лазерной обработки. Данная зависимость позволяет определить степень влияния параметров процесса резки на температуру в поверхностном слое при лазерной обработке деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И.** Технологические процессы лазерной обработки. 2-е изд., стереотип. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664 с.

2. **Лазерная** резка металлов / А.Г. Григорьянц, А.А. Соколов. М.: Высшая школа, 1988. 127 с.

УДК 621.793:539.374:669.056.9(043.5)

А.А. Веселовский *(Новотроицкий филиал МИСиС, г. Новотроицк)*
E-mail: a_a_ves@mail.ru

Формирование термодиффузионных ванадиевых покрытий на высокопрочном чугуне

Рассмотрена возможность применения ванадиевых покрытий, полученных термодиффузионным способом из порошковой среды для восстановления изношенного слоя изделий из высокопрочного чугуна.
Ключевые слова: *ванадиевые покрытия, покрытия чугунов, строение ванадиевых покрытий.*

Possibility of application of vanadium, got by a thermal diffusion method from a powder like environment for renewal of tread bare layer of wares from hitht strength cast-iron is in process examined.
Keyword: *vanadium coating; coating cast iron; vanadium coating structure.*

Введение

Современные способы насыщения предполагают создание покрытий с использованием новейшего уровня техники и технологии. К таким способам следует отнести лазерное, плазменное напыления, ионную имплантацию и др. Применение таких методов и современного высокопроизводительного оборудования позволяет обеспечить высокую скорость нанесения покрытий и восстановления деталей, применять не только металлические материалы, не взирая на их температуру плавления [1], но и различные их соеди-

нения – карбиды, нитриды и т.п., так как данные методы позволяют испарять даже самые тугоплавкие соединения [1].

Однако такие методы оправдывают себя в крупносерийном производстве, так как характеризуются высокой стоимостью технологического оборудования и расходных материалов для создания покрытий.

В условиях мелкосерийного и ремонтного производства находит свое применение метод создания покрытий из порошков, находящихся в непосредственном контакте с упрочняемой деталью. Такой метод характеризуется достаточной простотой и универсальностью. Для его реализации пригодны муфельные или камерные печи, конструктивно модернизированные. Стоимость такой модернизации гораздо ниже стоимости высокоэнергичных установок, применяемых, как было отмечено выше, в крупносерийном производстве.

Для химико-термической обработки данным методом деталей типа тел вращения автором была модернизирована муфельная печь марки "СУОЛ-1М".

Цель работы – анализ строения ванадиевого слоя на деталях из высокопрочного чугуна и применение методов термодиффузионного насыщения высокопрочного чугуна марки ВЧ60 карбидообразующими элементами (в частности ванадием) для восстановления утраченной работоспособности изношенных чугунных деталей.

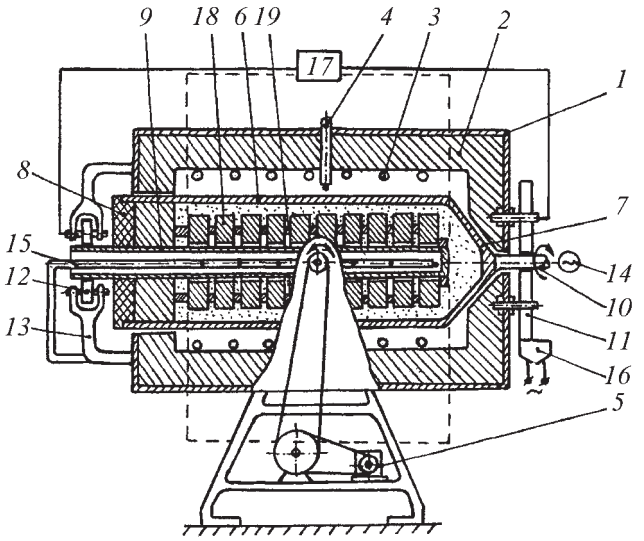


Рис. 1. Установка для термодиффузионного ванадирования деталей типа тел вращения:
1 – камера нагрева; *2* – цилиндрический муфель; *3* – электронагреватель; *4* – датчик температуры; *5* – механизм поворота; *6* – реторта; *7*, *8* – передняя и задняя крышки реторты; *9* – глуходонная гильза; *10* – вал; *11* – катки передние; *12* – катки задние; *13* – электроизоляторы; *14* – привод; *15* – дополнительные датчики температуры; *16* – вибратор высокочастотный; *17* – фиксатор поворота печи; *18* – упрочняемые детали; *19* – кольцевые промежуточные вставки (неметаллические)

Метод проведения исследований

В качестве упрочняющей среды использовалась порошковая смесь (шихта), состоящая из феррованадия марки ФВд50У03 с 50; 0,3 % мас. ванадия и углерода соответственно, активатора процесса насыщения – хлористого аммония в количестве 4 % мас., остальное – инертный наполнитель (окись алюминия).

Для термодиффузионного ванадирования использовались круглые образцы из высокопрочного чугуна ВЧ 60, содержащего 3,2...3,4 % C; до 2 % Si; 0,3...0,7 % Mn и до 0,02% S. Данная марка чугуна широко распространена в машиностроительном производстве для изготовления деталей различного назначения.

Наличие углерода в чугуне позволяет связывать диффундирующий вглубь ванадий в карбиды, обладающие микротвердостью 22 000...26 000 МПа [2].

Образцы упрочнялись в установке, изготовленной на базе муфельной печи "СУОЛ-1М" (рис. 1), дополнительно модернизированной автором (патент на полезную модель № 60939).

Кольцевые образцы *18* через промежуточные вставки *19* надевались на глуходонную гильзу *9*. Реторта *6* с образцами засыпалась шихтой до 90...95 % своего объема. Такое заполнение обеспечивает возможность пересыпания шихты в процессе вращения реторты с одновременным наложением высокочастотных колебаний.

Время выдержки упрочняемых образцов при данной температуре составляло 5 ч.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате проведенных испытаний на образцах из высокопрочного чугуна было получено равномерное по толщине покрытие (рис. 2), имеющее четкую границу с основой чугуна. С целью установления максимальной температуры и времени выдержки при этой температуре для формирования покрытия максимальной толщины – 50...60 мкм, которое способно работать без сколов и трещин [3] в различных условиях нагружения, были рассчитаны температурно-временные характеристики процесса ванадирования (рис. 3).

Микрорентгеноспектральным анализом исследуемых точек (рис. 4) определяли химический состав покрытий (табл. 1).

Фазовый анализ проводили с использованием установки "ДРОН-4" от поверхности упрочненных образцов на различную глубину за счет послойного

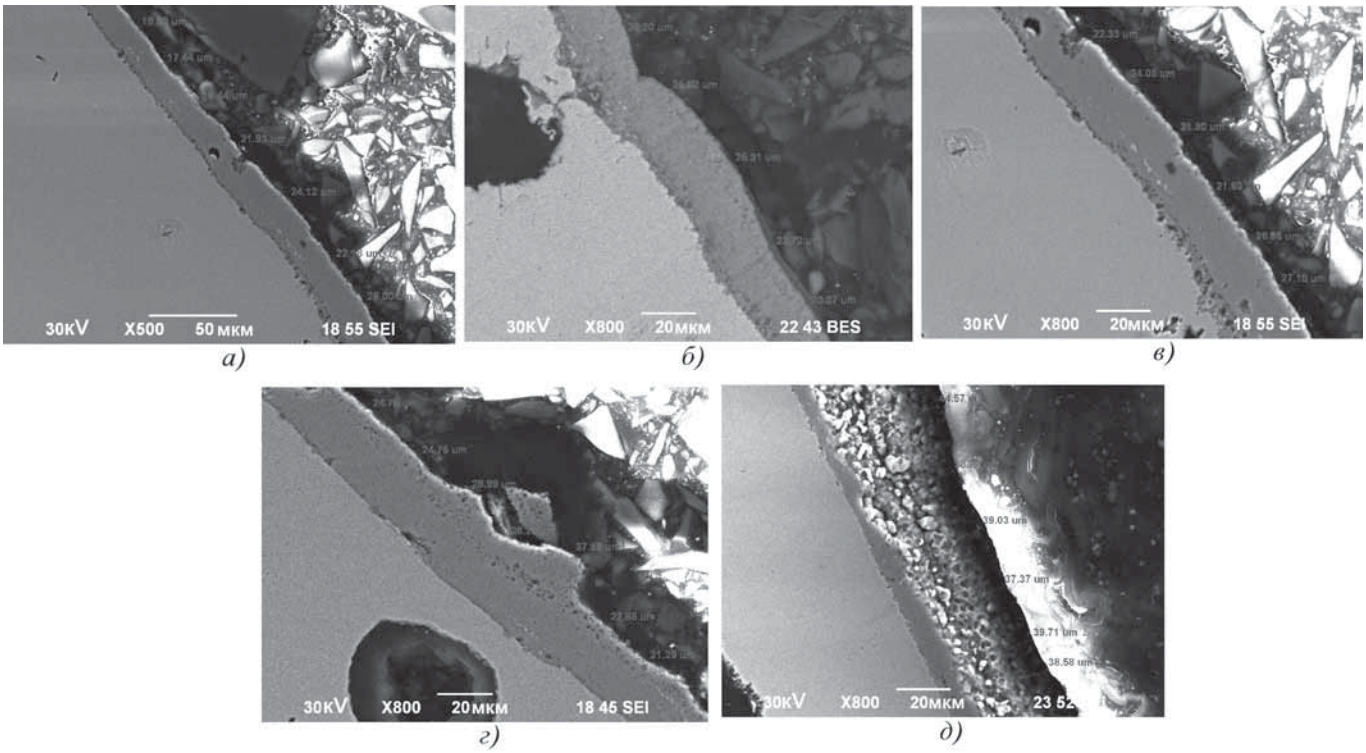


Рис. 2. Толщина упрочненного слоя при термодиффузионном ванадировании высокопрочного чугуна ВЧ60 в течение 5 ч при температуре:
а – 840 °С; *б* – 900 °С; *в* – 960 °С; *г* – 1020 °С; *д* – 1050 °С

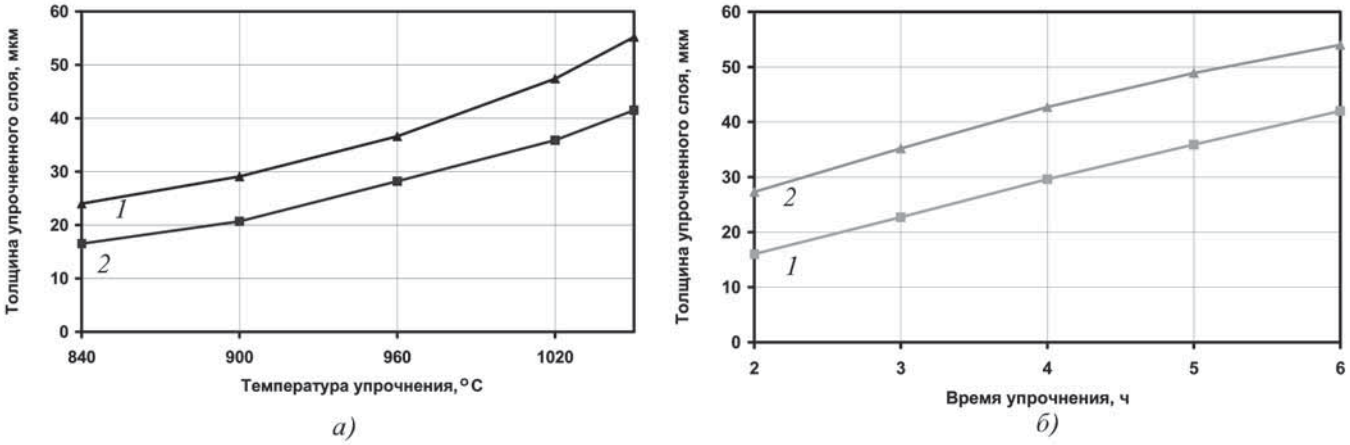


Рис. 3. Зависимость толщины упрочненного слоя от температуры упрочнения (*а*) при длительности процесса 1–6 ч и от времени упрочнения (*б*) при температурах процесса:
1 – 960 °С; *2* – 1050 °С

снятия покрытия (снятие слоя шлифовкой на мерную глубину). Результаты анализа представлены в табл. 2.

Опираясь на данные фазового и микрорентгеноспектрального анализа, последовательность образования диффузионных слоев при насыщении высокопрочного чугуна ванадием можно объяснить, пользуясь схемой, представленной на рис. 5.

После осаждения атомов ванадия при восстановлении его из галогенидов на поверхности чугунной детали происходит их диффузия вглубь детали. Движущей силой диффузии является разность концен-

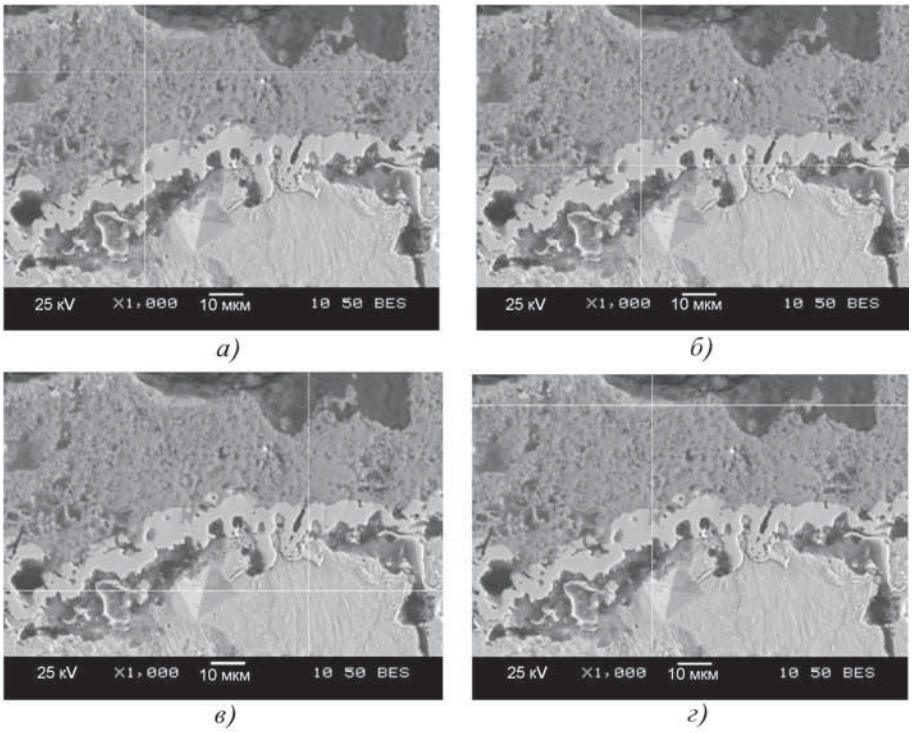


Рис. 4. Положение исследуемых точек для выявления химического состава покрытия (×1000):
а – в толще покрытия; *б* – на внутреннем светлом слое; *в* – в прилегающей к покрытию зоне; *г* – на поверхности

траций насыщающего элемента на поверхности и внутри насыщаемой детали.

Диффузия ванадия происходит преимущественно по вакансионному механизму. Одновременно с его диффузией с поверхности вглубь детали будет идти встречная диффузия углерода и железа из глубинных слоев (см. рис. 5). Ванадий диффундирует вглубь до тех пор, пока его концентрация на поверхности не достигнет стехиометрической для образования карбидов, а последние сильно тормозят диффузию ванадия вглубь основы.

Наличие встречного потока углерода обеспечивает связывание осажденного из газовой фазы ванадия в карбиды V_2C. Поскольку диффузионная подвижность углерода на несколько порядков выше диффузионной подвижности ванадия в карбидах, то в результате в поверхностном слое изделия образуется диффузионный карбидный слой толщиной h_2 (см. рис. 5) и происходит перемещение внешней границы слоя наружу на величину δ_1. Этому же способствует процесс высвобождения атомов углерода при перестроении кристаллической решетки в слое h_2.

В результате встречной диффузии углерода сформированный на поверхности карбид V_2C в слое h_2 за счет возрастания концентрации углерода постепенно превращается в карбид VC по следующей реакции:

$$V_2C + C = 2VC. \qquad (1)$$

Возможность протекания данной реакции в диффузионном слое в прямом направлении оценивали по величине ее термодинамического потенциала при температуре 1020...1050 °С, соответствующей температуре ванадирования высокопрочного чугуна. Для этого сначала определяли величины термодинамических потенциалов при отмеченных выше температурах следующих реакций [1]:

$$2V + C = V_2C; \quad \Delta G = -21\,550 + 26{,}16\,T;$$
$$V + C = VC; \quad \Delta G = -12\,500 + 1{,}6\,T,$$

где T – температура процесса насыщения.

Термодинамический потенциал реакции (1) определяется:

$$\Delta G_3 = 2\Delta G_2 - \Delta G_1 = -3450 - 22{,}96T.$$

Следовательно, на всем температурном интервале ΔG_3 имеет отрицательное значение и протекание процесса (1) является термодинамически выгодным.

Замедление процесса отвода насыщающего элемента от поверхности вглубь детали приведет к увеличению его концентрации на поверхности.

В результате встречной диффузии углерода и осаждения насыщающего элемента на поверхности изделия образуется карбидный слой толщиной h_1 и происходит сдвиг его внешней границы на величину δ_2.

Таблица 1

Результаты точечного микрорентгеноспектрального анализа

Положение исследуемых точек, рис. 4	Содержание элементов, % мас.				
	C	Si	V	Cr	Fe
а	19,99	–	78,25	0,95	0,82
б	10,90	–	4,02	5,15	79,93
в	7,62	1,94	0,43	0,93	89,08
г	18,70	4,11	49,90	1,09	26,11

Таблица 2

Результаты фазового анализа ванадиевых покрытий

Образец	Фаза	Содержание фазы, % мас.	Периоды решетки, Å	Содержание элементов (при данном фазовом составе), % мас.		
				Fe	V	C
На поверхности	V_2C	16,3	2,896	7,0	83,3	9,7
	VC	63,5	4,164			
	Fe_3V_3C	3,4	3,771			
	α-Fe	16,8	2,870			
На расстоянии 40...50 мкм вглубь от поверхности	VC	38,60	4,170	64,0	24,0	12,0
	Fe_3V_3C	1,40	3,771			
	α-Fe	60,00	2,875			
На расстоянии 60...70 мкм вглубь от поверхности	Fe_3V_3C	8,20	4,170	93	5,8	1,2
	α-Fe	91,80	2,868			
На расстоянии 90...100 мкм вглубь от поверхности	α-Fe; a = 2,867 Å					

Таким образом, изменение линейных размеров изделия определяется как

$$\Delta = \delta_1 + \delta_2 .$$

Перемещение внешней границы диффузионного слоя на величину δ_1 будет зависеть от глубины диффузии ванадия в высокопрочный чугун h_2, разности параметров кристаллических решеток железа и образующихся карбидов ванадия.

Располагающийся под карбидным покрытием слой представляет собой легированный ванадием цементит Fe_3V_3C [3]. Здесь концентрация углерода достигает стехиометрического соотношения для образования цементита, а ванадий способствует его образованию в пограничной к покрытию зоне и частично растворяется в нем.

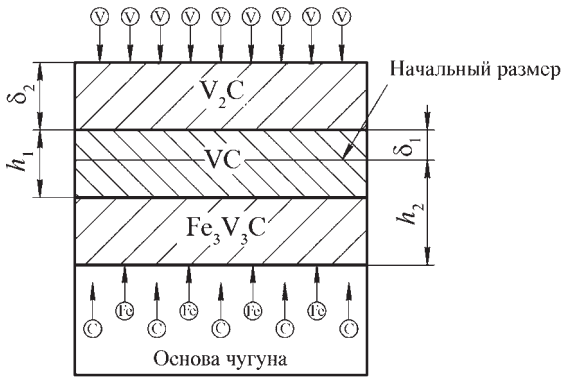


Рис. 5. Схема образования диффузионного ванадиевого слоя

При диффузии ванадия в высокопрочный чугун образуются две фазы: VC и V_2C.

С целью выявления изменения допусков под посадочные размеры изделий после термодиффузионного ванадирования были измерены размеры образцов до упрочнения и после него. Разница размеров (приращение) в зависимости от времени упрочнения в графической интерпретации представлена на рис. 6. Как видно из рис. 6, изменение линейных размеров после

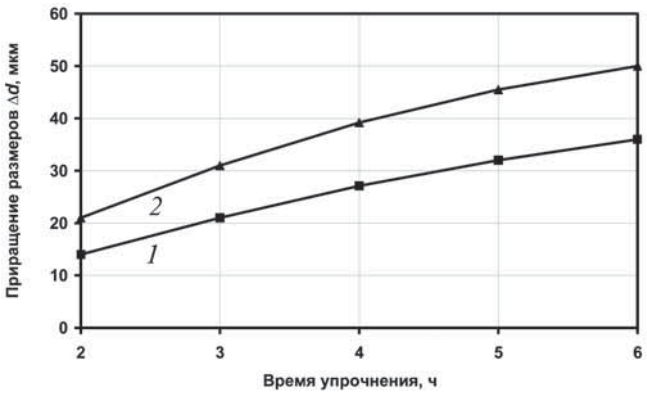


Рис. 6. Приращение линейных (габаритных) размеров на сторону упрочняемых деталей в зависимости от времени упрочнения при температурах процесса:
1 – 960 °С; *2* – 1050 °С

термодиффузионного ванадирования равно или близко по значению к толщине ванадиевого покрытия.

В результате проведения процесса ванадирования наблюдается увеличение исходной шероховатости поверхностей до величин, превышающих допустимые [3]. В силу малой толщины такие слои не могут быть подвергнуты операциям тонкого шлифования.

С целью улучшения качества поверхности диффузионный ванадированный слой металлическими щетками механически наносился слой алюминия для "залечивания" микровпадин и снижения общего уровня шероховатости поверхности. Методика нанесения и описание результатов подробно изложены в работе [4].

Выводы

1. Покрытия, полученные термодиффузией карбидообразующих элементов в высокопрочный чугун, можно использовать для восстановления утраченной работоспособности деталей, если величина износа не превышает толщину создаваемого покрытия.

2. Восстанавливаемые покрытия представляют собой слой карбидов ванадия (преимущественно VC), а прилегающая к покрытию зона – белый износостойкий ванадиевый чугун, содержащий ванадий в количестве 4...10 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Афанасьева Л.Е., Водопьянова В.П. и др.** Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня. В 2 ч. Ч. 1: материалы 13-й Международной научно-практической конференции. СПб: Изд-во Политехнического университета, 2011. С. 21–26.

2. **Самсонов Г.В.** Тугоплавкие соединения: Справочник. 1996. 557 с.

3. **Веселовский А.А.** Термодиффузионное упрочнение деталей гидроцилиндров из серого чугуна алюминием и ванадием в порошковой среде: Автореф. ... дис. канд. техн. наук. Магнитогорск. 2008. 21 с.

4. **Завалищин А.Н.** Фрикционные покрытия на основе алюминия. Магнитогорск: МГТУ им. Г.И. Носова, 2000. 120 с.

УДК 621.09.047

С.Н. Коденцев[1], Г.А. Сухочев[2], А.О. Родионов[2]
([1]ОАО "Конструкторское бюро химавтоматики", г. Воронеж;
[2]Воронежский государственный технический университет)
E-mail: suhotchev@mail.ru

Технологические возможности комбинированной обработки в обеспечении расходных характеристик деталей с мелкоразмерными проточными каналами

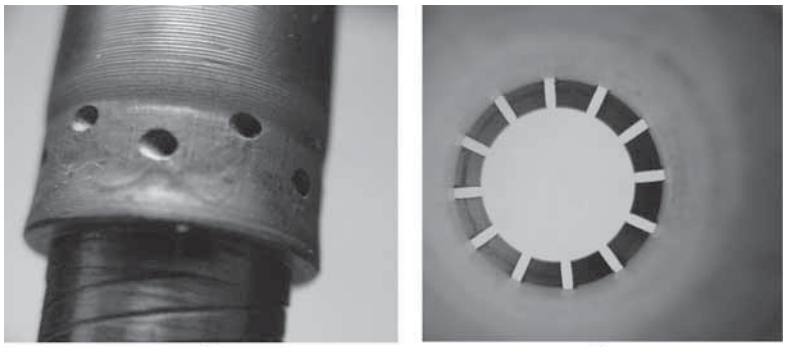
Рассмотрены возможности и результаты технологического обеспечения эксплуатационных характеристик деталей с мелкоразмерными проточными каналами для агрегатов перспективных энергетических установок и двигателей комбинированными методами обработки. Приведены результаты экспериментальных исследований электрохимической доводки форсунок, показана роль комбинированных методов обработки в достижении заданных расходных характеристик деталей, работающих в экстремальных условиях нестационарных воздействий.

Ключевые слова: *форсунка, электрохимическая доводка, комбинированная обработка, электролит, расход, наклеп, распыл, прототипирование.*

In the article are examined capabilities and results of technological provision of operating characteristics of details with small channels by combination processing. These details are used in power plants and engines. In the article are showed results of experimental researches electrochemical processing of nozzles and are showed value of combination processing in providing of certain consumption characteristics details.

Keywords: *nozzle, electrochemical processing, combined processing, electrolyte, consumption, surface cold working, atomization, prototiping.*

Детали с мелкоразмерными проточными каналами, типовыми представителями которых являются высоконапорные форсунки, широко используются в агрегатах подачи энергетических установок, двигателей и технологического оборудования для базовых отраслей промышленности. Для получения минимального сопротивления при перемещении рабочего тела к проточной части предъявляются повышенные



а) *б)*

Рис. 1. Высоконапорная форсунка с тангенциальными отверстиями (*а*); проточные каналы в торце форсунки (*б*)

требования по чистоте обработки и работоспособности поверхностей в условиях нестационарных термодинамических нагружений и агрессивных сред [1].

Такие детали изготавливают из литых или штампуемых труднообрабатываемых износостойких жаропрочных и коррозионно-стойких материалов, а в последнее время широко используют заготовки, полученные методом быстрого прототипирования по технологии SLS (селективное лазерное спекание металлических порошков). Мелкоразмерные отверстия и каналы (рис. 1) в настоящее время получают в цельных заготовках различными методами: традиционной лезвийной обработкой, прошиванием на электроэрозионных, электрохимических станках и электронным лучом, а также с использованием комбинаций из различных способов формообразования [2].

Основная производственная проблема состоит в том, что проточные отверстия форсунок диаметром в десятые доли миллиметров не позволяют достаточно эффективно использовать традиционные средства металлообработки и контроля показателей качества поверхности, а также ее геометрии при профилировании отверстий в процессе изготовления таких деталей.

В настоящее время контроль обеспечения заданных эксплуатационных показателей проводится после окончательного изготовления деталей при параметрических испытаниях на специальных проливочных стендах в составе агрегата или отдельно с последующей индивидуальной доработкой, что является очень трудоемкой дорогостоящей операцией. Особенно большие трудности в этом случае вызывает необходимость индивидуальной чистовой калибровки рабочих участков проточной части по результатам испытаний. Для форсунок с глубокими мелкоразмерными отверстиями это равноценно процессу их нового изготовления, что экономически нецелесообразно.

Разработка схемы технологического обеспечения заданных расходных характеристик деталей с мелкоразмерными отверстиями происходила поэтапно:

– выбор метода или комбинации последовательно применяемых способов доводки отверстий применительно к конструктивным особенностям форсунок и условиям работы;

– выбор оптимальных режимов обработки, обеспечивающих стабильность эксплуатационных показателей поверхностного слоя форсунки в отверстиях малого сечения.

Решение задачи в первую очередь было связано с отработкой механизированного способа удаления заусенцев и погрешностей микрогеометрии проточных поверхностей взамен ручных операций с использованием *электрохимической обработки* (ЭХО) тангенциальных отверстий постоянного сечения в двухкомпонентных форсунках.

Оптимизация рабочих параметров достигалась тем, что на форсунках после предварительного формирования отверстий осуществляли струйную ЭХО, которая заключалась в подаче токопроводящей жидкости через обрабатываемые отверстия, после чего включали ток и выдерживали на установленном режиме время, необходимое для получения сечения отверстия, обеспечивающего заданный расход при постоянном давлении жидкости.

Для этой цели был разработан опытный технологический процесс, который позволил обеспечивать получение стабильных расходных характеристик форсунок и форсуночных головок на испытательных стендах. Установка обеспечила автоматическое регулирование постоянства межэлектродного зазора и поддержания заданного давления электролита при определенном напряжении тока.

Для экспериментального исследования режимов ЭХО отверстия имитаторов двух типовых форсунок были подвергнуты анодному растворению с последующим замером изменения расхода от времени обработки. Анализ результатов эксперимента, показанных на рис. 2, позволил определить оптимальные интервалы времени ЭХО с учетом обеспечения расхода, заданного технической документацией.

На рис. 3 представлены результаты измерения расхода типовых форсунок до и после ЭХО отверстий в сравнении с заданным интервалом значений. Очевидно, что использование ЭХО обеспечивает значительно больший процент попадания форсунок в заданную область расходной характеристики даже после однократной комбинированной обработки отверстий.

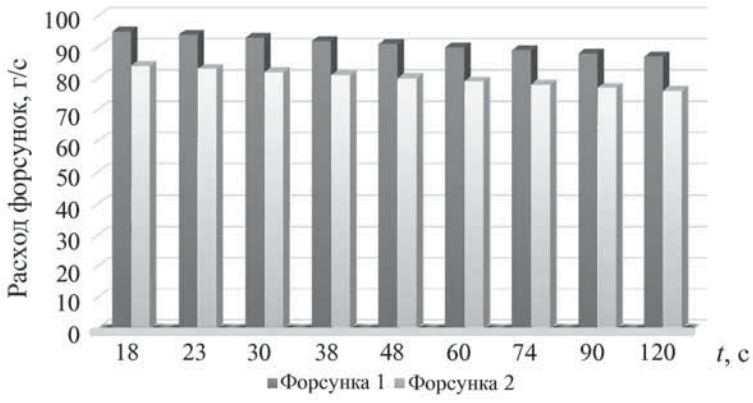


Рис. 2. Зависимость изменения расхода от времени ЭХО отверстий форсунок

Определяющее влияние на эффективность обработки оказывает скорость анодного растворения материала $v_{др}$, для определения которой мы использовали выражение

$$v_{др} = \varepsilon \frac{(U - \Delta U)\,\gamma_{эл}}{\rho_{заг}}, \qquad (1)$$

где ε – электрохимический эквивалент материала заготовки; U – напряжение; $\gamma_{эл}$ – удельная проводимость; ρ – плотность материала заготовки.

При проведении экспериментов было установлено, что скорость линейного растворения превосходит расчетное значение по формуле (1). Это может быть объяснено тем, что предварительное формообразование отверстия вызывает наклеп его поверхности. Ранее было установлено [3], что поверхность, имеющая наклеп, растворяется в 1,2–1,5 раза быстрее, чем поверхность, не имеющая наклепа. Введение в выражение (1) коэффициента $K_н$ ($K_н$ = 1,1–1,3 для сталей и сплавов), учитывающего наличие у обрабатываемой поверхности наклепанного слоя, позволило получить уточненную формулу для определения скорости линейного растворения:

$$v_{др} = \varepsilon\,\eta\,K_н\,\frac{(U - \Delta U)\,\gamma_{эл}}{\rho_{заг}}, \qquad (2)$$

где η – коэффициент, который характеризует потери напряжения при обработке.

Расчетным путем с последующим экспериментальным подтверждением установлены режимы ЭХО форсунок: напряжение U = 12 В, анодная плотность тока 5...10 А/дм^2.

В качестве токопроводящих химически активных компонентов рабочих сред используются кислоты и щелочи, входящие в состав растворов и электролитов (H_2SO_4 ГОСТ 4204–77; $NaNO_3$ ГОСТ 4168–70; Na_2SO_4 ГОСТ 4166–76; CrO_3 ГОСТ 2548–77), состав которых корректируется в зависимости от марки обрабатываемого материала.

Проведенные работы в части ЭХО форсунок позволили получить:

– исключение разброса значений расходных характеристик форсунок на этапах изготовления и испытаний за счет механизации процесса доводочных операций кромок отверстий взамен ручной обработки;

– повышение точности (до ±0,06 мм) и стабильности геометрических размеров отверстий за счет регулируемого съема металла в процессе ЭХО;

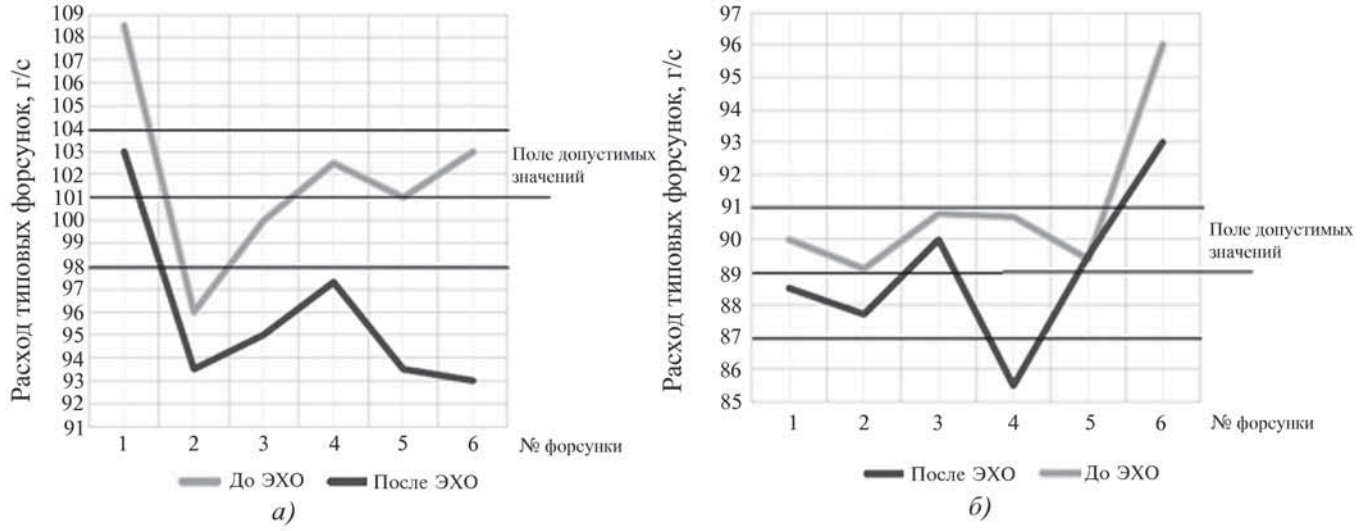


Рис. 3. Результаты измерения расхода типовых форсунок до и после ЭХО отверстий
а – форсунка тип 1, *б* – форсунка тип 2

– получение входных и выходных кромок отверстий радиусом R = 0,2...0,4 мм (см. рис. 1, *а*);

– увеличение ресурса блока форсунок за счет снижения газодинамических потерь в каналах форсунки.

Преимуществами технико-экономического характера опытного образца установки по сравнению с аналогами являются:

снижение стоимости, техобслуживания и ремонта за счет простоты конструкции;

увеличение срока использования электролита с одного месяца до полугода;

снижение трудоемкости работ, повышение безопасности и надежности за счет автоматизации процесса;

быстрая окупаемость.

Так как в тангенциальных форсунках имеется несколько отверстий (см. рис. 1, *а*), то возникают проблемы с обеспечением равномерности распыливания жидкости среди отверстий одной форсунки. Для устранения этой неравномерности после получения на форсунках отверстий предлагается осуществить струйную электрохимическую обработку отверстий, включающую подачу токопроводящей жидкости через полый инструмент-катод и обрабатываемые отверстия [4]. При этом, первоначально подачу токопроводящей жидкости ведут без подключения тока к инструменту-катоду, регистрируют ее расход через каждое обрабатываемое отверстие, затем определяют отверстие с наибольшим расходом и заглушают все отверстия. Затем включают ток и последовательно открывают отверстия, расположенные за отверстием с наибольшим расходом, и через каждое из них осуществляют прокачку токопроводящей жидкости до достижения расхода, равного расходу через отверстие с наибольшим расходом. Полученный расход и становится одинаковым для всех отверстий одной форсунки.

ЭХО каналов переменного сечения уже сформированных в заготовках, получаемых из порошков методами быстрого прототипирования, не дает такого же эффекта вследствие избирательного характера анодного растворения материала в зонах местных искажений профиля при повышенной концентрации микровыступов и микровпадин. В настоящее время проводятся исследования по использованию рабочих сред с абразивной составляющей для ЭХО мелкоразмерных каналов, что позволяет выравнивать параметры формообразования в процессе доводки внутренней поверхности с исходной нестабильной микрогеометрией.

Использование показанных выше решений позволяет повысить стабильность и расширить возможности технологических процессов изготовления деталей типа мелкоразмерных форсунок, повысить их качество и значительно снизить производственные затраты [5].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. М.: Машиностроение, 2004. 287 с.

2. **Пат. 2162394 РФ.** Способ эрозионно-термической обработки / В.П. Смоленцев, Г.А. Сухочев, С.Н. Коденцев, М.А. Уваров. 2012.

3. **Технологические** параметры комбинированной струйно-динамической обработки внутренних поверхностей / Д.М. Небольсин, Г.А. Сухочев, С.Н. Коденцев, Е.Г. Смольянникова // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 5. С. 41–46.

4. **Пат. 2162394 РФ.** Способ доводки форсунок / В.П. Смоленцев, Г.П. Смоленцев, Е.В. Смоленцев, А.А. Дорофеев, И.Т. Коптев. 2001.

5. **Применение** электрохимической обработки отверстий форсунок ЖРД для обеспечения расходов рабочего тела, заданных КД / Е.В. Гончаров, Г.А. Сухочев, А.М. Романюк // Научно-технический юбилейный сборник КБ химавтоматики: В 3 т. / Под ред. В.С. Рачука. Воронеж: "Кварта", 2012. Т. 3. С. 90–95.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 25.04.13 г. Подписано в печать 18.06.13 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