ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 14
2018
№ 11 (167)
ноябрь

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
О.С. ЛУКАШЕНКО
А.В. ОРЛОВА
Е.А. СЕРИКОВА

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Панфилов Ю.В. Упрочняющие технологии в истории МГТУ им. Н.Э. Баумана 483

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Адаскин А.М., Сапронов И.Ю. Взаимосвязь макро- и микротвердости материалов при индентировании пирамидой Виккерса 489

Грубый С.В., Шавва М.А., Лапшин В.В. Сверхточная обработка поверхностей элементов приборов из оптических материалов 496

Сорокин С.П., Орлик Г.В., Орлик А.Г., Коберник Н.В., Галиновский А.Л., Михеев Р.С. Влияние защитного газа на структуру и свойства стойких против абразивного износа покрытий 500

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Евсюков С.А., Небогов С.М., Алимов А.И. Ультразвуковое упрочнение резьбы насосно-компрессорных труб 505

Лавриненко В.Ю., Лавриненко Ю.А. Разработка математической модели упрочнения высоконагруженных пружин сжатия дробеметной обработкой 508

Соколова О.В., Лагошина Е.В., Миронова М.О. Упрочнение сталей и сплавов методом холодной периодической прокатки 512

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Неровный В.М. Особенности нанесения композиционных покрытий дуговой наплавкой в вакууме 514

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Смирнов А.Е., Мохова А.С., Семенов М.Ю., Севальнёв Г.С., Фахуртдинов Р.С. Оптимизация режимов комбинированной химико-термической обработки высоконагруженных зубчатых колес из дисперсионно-твердеющей теплостойкой стали 519

УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Беликов А.И., Калинин В.Н., Карпухин С.Д., Попова М.Г. Нанокомпозитные твердосмазочные покрытия, формируемые методом магнетронного распыления мишени состава Ti + MoS_2 523

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 по группам научных специальностей: 05.02.00 — Машиностроение и машиноведение; 05.05.00 — Транспортное, горное и строительное машиностроение; 05.16.00 — Металлургия и материаловедение, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2018

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 14
2018
№ 11 (167)
November

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
O.S. LUKASHENKO
A.V. ORLOVA
E.A. SERIKOVA

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

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

CONTENTS

Panfilov Yu.V. Strengthening technologies in Bauman MSTU history 483

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Adaskin A.M., Sapronov I.Yu. Interdependence of macro- and microhardness of materials at indentation by Vickers pyramid 489

Gruby S.V., Shavva M.A., Lapshin V.V. Ultra-precise processing of surfaces of elements of devices from optical materials 496

Sorokin S.P., Orlik G.V., Orlik A.G., Kobernik N.V., Galinovsky A.L., Mikheev R.S. Effect of protective gas on structure and properties of coatings resistant to abrasion 500

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Evsyukov S.A., Nebogov S.M., Alimov A.I. Ultrasonic strengthening of thread of tubing pipes 505

Lavrinenko V.Yu., Lavrinenko Yu.A. Development of mathematical model of hardening of high loaded compression srpings by shot blasting treatment 508

Sokolova O.V., Lagoshina E.V., Mironova M.O. Hardening of steels and alloys by cold periodic rolling 512

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Nerovny V.M. Features of application of composite coatings by arc surfacing in vacuum 514

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Smirnov A.E., Mokhova A.S., Semenov M.Yu., Seval'nev G.S., Fakhurtdinov R.S. Optimization of mixed chemico-thermal treatment modes of high loaded gears made of dispersion-hardening heat-resistant steel 519

STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

Belikov A.I., Kalinin V.N., Karpukhin S.D., Popova M.G. Nanocomposite solid lubricant coatings formed by magnetron sputtering of Ti + MoS_2 target 523

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 according to groups of science specialty: 05.02.00 — Mechanical engineering and machinery science; 05.05.00 — Transport, mining and building mechanical engineering; 05.16.00 — Metallurgy and materials science, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2018

Ю.В. Панфилов
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: panfilov@bmstu.ru

Упрочняющие технологии в истории МГТУ им. Н.Э. Баумана

Описана история становления технологической школы в старейшем техническом университете России — Императорском Московском техническом училище (ныне МГТУ им. Н.Э. Баумана), который в декабре 2018 г. отмечает 150-летие присвоения статуса высшего учебного заведения. Представлены научные разработки факультета "Машиностроительные технологии", которые сформировались на базе достижений тех лет по обработке металлов, в том числе по обеспечению прочности и долговечности деталей и узлов машин. Приведены примеры упрочняющих технологий, методов оценки ресурса работы и способов его увеличения, которые в настоящее время развиваются на кафедрах факультета.

Ключевые слова: *научные школы, упрочняющие технологии, обработка резанием, ионное азотирование, дуговая наплавка в вакууме, твердосмазочные и износостойкие покрытия.*

The technology school beginning in the oldest technical university in Russia — Emperor Moscow Technical School (now Bauman MSTU), which will celebrate of 150 year of Higher Technical School status, is described. The "Machine building technology" faculty scientific schools created on those years achievements at ensuring of machine parts strength and lasting are presented. The examples of strengthening technology and resource evaluation methods at the faculty chairs nowadays are shown.

Keywords: *scientific schools, strengthening technologies, cutting processing, ion nitriding, arc vacuum onsmelting, solid lubricate coatings, wear resistant coatings.*

Скоро старейший технический университет России МГТУ им. Н.Э. Баумана будет отмечать юбилей — 150 лет с момента получения статуса высшего учебного заведения. Факультет, который сейчас называется "Машиностроительные технологии", стал первым готовить инженерные кадры для промышленности России. Середина XIX в. ознаменовалась в России бурным ростом промышленного производства: строилось множество фабрик и заводов, которые надо было оснащать разнообразными машинами, появились пароходы, стали строиться железные дороги. Стране потребовались люди, профессионально подготовленные к управлению сложными машинами и механизмами, а также к разработке новых машин и механизмов. Это повлекло за собой радикальные изменения в деле технического образования.

1 июня 1868 г. император Александр II утвердил новый устав, согласно которому учебное заведение получило статус высшего специального и новое название — Императорское Московское техническое училище (ИМТУ). Перед ИМТУ ставилась цель подготовки инженеров-механиков, инженеров-технологов и механиков-строителей. Это обеспечивалось наличием двух отделений: механического, где готовили специалистов по металлообработке, технологии волокнистых веществ и машиностроению и химического, где обучали химии и металлургии [1].

Другими словами, с 1868 г. в Императорском Московском техническом училище началась подготовка инженеров, способных создавать технологические процессы обработки металлов и конструировать технологические машины. Необходимость в таких инженерах-универсалах для России была обусловлена фундаментальными научными открытиями и техническими достижениями того времени, которые стали выражением промышленного развития страны, а одним из девизов того времени стало следующее: *"Усовершенствование промышленности есть теперь одна из самых существенных потребностей России, но без знания, и притом без знания научного — оно невозможно"*.

Потребности развивающейся промышленности в разработке отдельных технологических процессов привели к необходимости организации кафедры для подготовки инженеров по технологии конструкционных материалов, имеющих знания по материаловедению, литейному и кузнечно-штамповочному производству, прокатке и волочению, механосборочному производству.

В то время сложилось представление об инженере-машиностроителе, который должен машину "сам задумать, сам сконструировать, сам изготовить, сам уметь ее эксплуатировать и научить других".

Статус Императорского училища, который присваивался только в исключительных случаях, означал очень многое, в первую очередь — признание незаурядности и особой важности для державы. В то время задача подготовки отечественных инженеров стояла очень остро, так как большинство инженеров, работающих на промышленных предприятиях России, были иностранцами. Уникальность ИМТУ состояла в том, что система обучения в нем складывалась долгие годы в результате собственной деятельности, на которую иностранцы практически не влияли.

О том, как проходил процесс обучения в то время, можно узнать из рассказа П.К. Худякова, первого профессора из выпускников ИМТУ, который поступил в училище как раз в 1868 году: "Особенно ценным в режиме тогдашнего МВТУ было то, что в нем исподволь, параллельно, развивали у молодежи и ее мускульные силы, и весь ее мыслительный аппарат". При этом он пишет о сочетании занятий по математике, черчению, русской литературе, французскому и немецкому языкам с освоением то-

карного дела по дереву и металлу, занятиями в кузнечных и литейных мастерских, монтажных работ с уходом за паровой машиной и котлом.

Система подготовки в ИМТУ имела три основных составляющих: 1) серьезное изучение теоретических предметов на уровне классических университетов; 2) глубокая практическая подготовка, основанная на реальной работе студентов в условиях, максимально приближенных к работе на фабриках и заводах; 3) постоянная взаимовыгодная связь высшей технической школы с промышленностью.

За время своего существования на факультете сложились самобытные научные школы [1], каждая из которых так или иначе связана с упрочняющими технологиями.

Кафедра "Технологии обработки материалов" [2] является старейшей кафедрой МГТУ им. Н.Э. Баумана. Год присвоения училищу статуса Императорского Московского технического училища, как высшего учебного заведения, стал считаться и годом основания кафедры, созданной на базе существовавших с 1830 г. учебных мастерских. Особая заслуга в постановке высшего технического образования в стенах МВТУ, а также становлении технологической школы Училища и кафедры "Технологии металлов" принадлежит выпускнику ИМТУ 1882 г., профессору А.П. Гавриленко, который с 1895 по 1914 г. руководил кафедрой, а с 1905 г. являлся директором Училища.

На сегодняшний день кафедра является общеинженерной кафедрой, так как ведет занятия со студентами почти всех машиностроительных факультетов. С 1995 г. наряду с общетехнической университетской подготовкой студентов МГТУ в рамках дисциплины "Технология конструкционных материалов" кафедра стала осуществлять специальную подготовку и выпуск по новому профилю "Реновация средств и объектов материального производства в машиностроении".

Основными направлениями научных исследований в области реновации являются: восстановление рабочего ресурса изделий; использование изделий по новому назначению (конверсия); переработка (или утилизация) материалов и изделий для вторичного их использования в производстве новой продукции.

В настоящее время разработанные на кафедре технологические процессы реновации, успешно используются для восстановления изношенных поверхностей клапанных механизмов, коленчатых и распределительных валов сельскохозяйственной и автомобильной техники, катков тяжелых промышленных тракторов, деталей эскалаторов и т.п. Новые перспективные технологии позволяют не только восстановить рабочие поверхности деталей, но в ряде случаев даже улучшить их эксплуатационные характеристики по сравнению с исходными.

Основными современными технологическими процессами восстановления деталей являются наплавка, напыление, нанесение гальванопокрытий, электроконтактная приварка металлического слоя, нанесение полимерных покрытий, пластическое деформирование.

Основополагающей дисциплиной при подготовке специалистов по профилю "Реновация средств и объектов материального производства в машиностроении" является инженерная триботехника (трибология) — наука о контактном взаимодействии твердых тел при их относительном движении, охватывающая весь комплекс вопросов трения, износа и смазки машин.

Развитие трибологии как науки о разрушающем действии трения дополнено научным направлением о созидающем действии трения на основе синергетической теории на базе общеизвестных мировых открытий безизносного трения (1964 г.) и водородного изнашивания металлов (1992 г.). Автором открытий является российский ученый, д-р техн. наук Д.Н. Гаркунов. Основными задачами нового научного направления являются: исследование механизма эффекта безызносности и возможностей использования в промышленности, изучение водородного изнашивания металлов, разработка и промышленное внедрение металлоплакирующих смазок для повышения ресурса пар трения машин и механизмов. Профессорами кафедры Э.Л. Мельниковым, В.С. Гаврилюком и В.П. Ступниковым совместно с Д.Н. Гаркуновым разработан и запатентован способ испытания смазочных материалов на термостойкость (патент № 2378637 с приоритетом от 10 июля 2008 г.).

Совместно с Пермским национальным исследовательским политехническим университетом и ООО "Урал-инструмент-Пумори" на кафедре разработан способ охлаждения зоны резания ионизированным охлажденным воздухом (рис. 1), обеспечивающий повышение стойкости инструмента в 1,3...2,0 раза, уменьшение параметра шероховатости обработанной поверхности до Ra = 0,32...2,5 мкм, создания комфортных санитарно-гигиенических условий в зоне обслуживания оборудования [2].

Начало работам по металловедению в ИМТУ [1] положил выпускник ИМТУ 1897 г. профессор А.М. Бочвар — автор многих научно-исследовательских работ по чугунам, баббитам и антифрикционным сплавам. Создатель отечественной школы авиационного материаловедения, профессор И.И. Сидорин основал в 1929 г. в МВТУ кафедру материаловедения, на которой была организована лаборатория механических испытаний материалов. Профессор А.Г. Васильева разработала технологию термомеханического упрочнения стальных изделий, а профессор А.Г. Рахштадт — технологию карбонитридного и интерметаллидного упрочнения, с помощью которого удалось получить материалы с прочностью 2500 МПа.

Всемирную известность получила технология химико-термической обработки, разработанная под руководством Б.Н. Арзамасова [3], с помощью которой упрочнение поверхностного слоя деталей происходит при относительно низких температурах, что

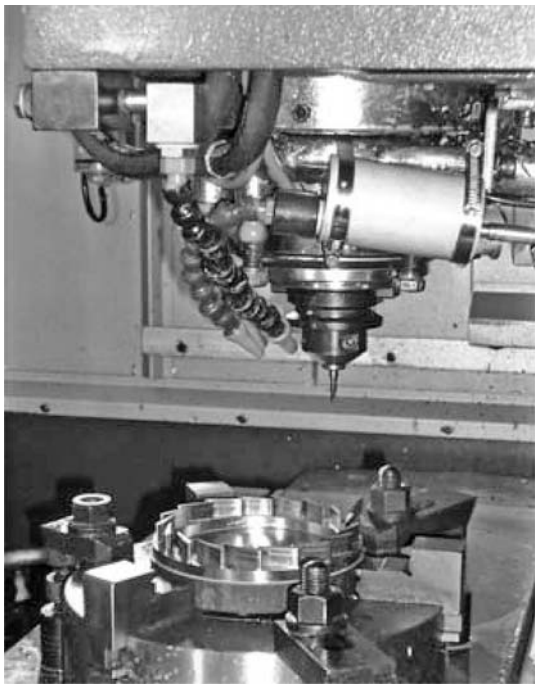


Рис. 1. Устройство для охлаждения зоны резания ионизированным охлажденным воздухом

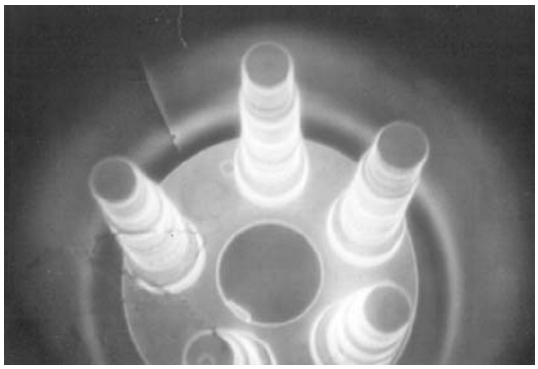


Рис. 2. Ионное азотирование [3]

гарантирует минимальную деформацию деталей. Работы профессора Д.А. Прокошкина по теории диффузии стали основой для разработки промышленных способов азотирования и карбонитрации стальных деталей. Коллективу под руководством Б.Н. Арзамасова за работы в области ионного азотирования (рис. 2) в 1983 г. была присуждена премия Совета Министров СССР. Широкое практическое применение получили работы профессора Н.М. Рыжова в области ионной нитроцементации, профессору С.А. Герасимову удалось создать принципиально новую технологию ионного азотирования.

В 1920 г. преподавателем кафедры "Технология металлов и дерева" был избран выпускник механического факультета ИМТУ 1911 г. Н.Н. Рубцов, который начал читать спецкурс "Литейное дело" [1]. Н.Н. Рубцов заложил фундамент широко известной не только в России научно-педагогической школы инженеров-механиков-литейщиков. Работы по изучению ковкого чугуна как литейного машиностроительного материала, а также разработанные методы модифицирования белого чугуна алюминием и титаном позволили получить высокопрочный ковкий чугун, что дало возможность заменить стальные поковки литыми заготовками для коленчатых валов.

Особое место занимают работы по повышению износостойкости таких литых деталей, как бронзовые втулки, зубчатые венцы шестерен, втулок для экскаваторов, чугунных поршней, деталей из высокосернистых и высокопрочных чугунов. Под руководством Ю.А. Степанова был разработан экологически чистый способ смазывания пресс-форм в их закрытом состоянии, который в 1990 г. получил первую премию МГТУ им. Н.Э. Баумана в области научно-исследовательских работ. Развитие научно-педагогической школы продолжил Г.Ф. Баландин, сумевший наполнить ее более наукоемким содержанием: оптимальным способом получения отливок заданного качества, взаимопроникновением технологической и математической методологий в литейные проблемы.

Технологическая направленность подготовки инженеров в ИМТУ осуществлялась с самого его основания [1]. Вышедший в свет учебник А.П. Гавриленко "Механическая технология" неоднократно переиздавался на протяжении более 40 лет. Кафедру обработки давлением возглавил А.И. Зимин, который по совместительству был руководителем лаборатории обработки металлов давлением в Центральном научно-исследовательском институте тяжелого машиностроения (ЦНИИТмаш). Еще в 30-е гг. прошлого столетия А.И. Зимин создал теорию расчета фрикционных процессов в паровоздушных молотах, а результаты исследования их жесткости и прочности способствовали созданию отечественного кузнечно-штамповочного машиностроения.

Бурное развитие авиастроения, ракетно-космической техники, энергетического и транспортного машиностроения было невозможно без создания новых технологий, в том числе, кузнечно-штамповочных, обеспечивающих высокие механические и эксплуатационные характеристики изделий. Создание этих технологий и оборудования связано с именами профессоров А.Г. Овчинникова, Е.А. Попова, Е.И. Семенова, Ю.А. Бочарова и других преподавателей МВТУ им. Н.Э. Баумана. Е.А. Поповым была разработана теория листовой штамповки, позволяющая учитывать влияние таких факторов, как трение, упрочнение, самопроизвольное изменение толщины заготовки, действие изгибающих моментов и т.д.

Создание принципиально новой технологии штамповки со скручиванием и обкатыванием — прообразом технологии получения наноструктурированных материалов при сверхвысоком пластическом деформировании — связано с именем профессора А.В. Сафонова. Еще одним методом получения наноструктурированных материалов стал разработанный профессором А.Г. Овчинниковым и чл.-кор.

РАН А.М. Дмитриевым метод разнонаправленного перемещения рабочих элементов штампа для штамповки выдавливанием с активными силами трения.

Магнитно-импульсная формовка плоской листовой заготовки, у истоков которой стояли профессора Е.А. Попов и Ю.А. Бочаров, дала толчок нетрадиционным для обработки давлением технологиям — получению магнитных жидкостей, поверхностному упрочнению деталей знакопеременным магнитным полем (работы профессора В.П. Ступникова), поверхностно-пластическому упрочнению деталей (рис. 3) и другим упрочняющим технологиям.

Технология непрерывной обработки металлов давлением, прокаткой и волочением берет свое начало в 1868 г., когда Московское ремесленное учебное заведение было преобразовано в Императорское Московское техническое училище. Первым учебным пособием по прокатке и прокатным станам стал труд профессора А.П. Гавриленко "Механическая технология металлов", в которой впервые была изложена методика расчета на прочность узлов прокатного стана. В 1935 г. кафедру "Прокатка и волочение" возглавил будущий академик РАН А.И. Целиков, который развил теорию прокатки в целом и предложил инженерное решение задачи давления металла на валки при прокатке, исследовал влияние на него таких факторов, как коэффициент трения, геометрические размеры, натяжение и т.д.

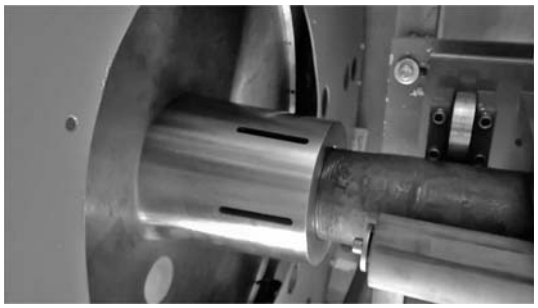


Рис. 3. Ультразвуковое поверхностно-пластическое упрочнение трубной резьбы

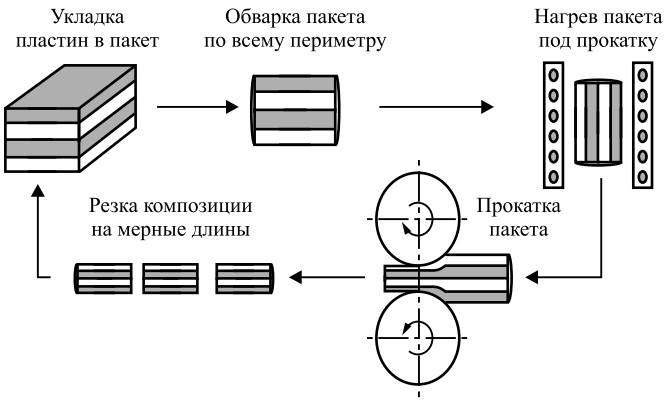


Рис. 4. Схема получения нанокомпозитных материалов методом пакетной прокатки

Рис. 5. Дуговая наплавка в вакууме

В 60-е гг. прошлого века большое внимание уделялось технологии, совмещающей непрерывные процессы литья и прокатки, результатом которой явилось создание первого в мире литейно-прокатного агрегата для получения катанки из прецизионных сплавов, который был удостоен в 1988 г. Государственной премии СССР, а одним из лауреатов премии был профессор Г.С. Никитин. В настоящее время на кафедре под руководством профессора А.Г. Колесникова ведутся работы по получению наноструктурированных материалов методом многократной прокатки пакетов из однородных и разнородных материалов [4], так называемым "наноламинированием" (рис. 4).

Кафедра сварки была организована в МВТУ им. Н.Э. Баумана в 1931 г. и одним из направлений ее научно-исследовательской работы являлось направление — прочность, свариваемость и проектирование сварных соединений [1]. В разные годы кафедру возглавляли крупные ученые в области сварочного дела чл.-кор. АН СССР К.К. Хренов, академик АН СССР Н.Н. Рыкалин, академик АН СССР Г.А. Николаев, в настоящее время кафедрой руководит академик РАН Н.П. Алешин. В 1930—1940-х гг. Г.А. Николаев занимался фундаментальными теоретическими и экспериментальными исследованиями прочности и деформаций сварных соединений и конструкций, которые послужили базой для проектирования сварных конструкций вагонов метро, электровозов, доменных печей.

На кафедре разработана теория сварочных деформаций и напряжений, в основу которой положены изотермическая теория пластичности, метод конечных элементов и современные пакеты компьютерных программ. Это дало возможность проводить работы по прочности при низких температурах, тонкостенным сварным сосудам давления, коррозионной прочности сварных соединений, оценивать работоспособность сварных соединений и конструкций, проводить упрочнение дуговой наплавкой в вакууме (рис. 5), анализировать влияние дефектов сварных соединений на их прочность и долговечность. В 2004 г. Н.П. Алешину в составе научного коллектива присуждена Государственная премия РФ за создание научных основ неразрушающего контроля и диагностики технических объектов.

По инициативе Г.А. Николаева на кафедре стало развиваться направление лазерной сварки, и в 1981 г. воспитанник кафедры профессор А.Г. Григорьянц возглавил созданную в МВТУ им. Н.Э. Баумана первую в нашей стране кафедру "Оборудование и технология лазерной обработки". Направления исследований лазерных технологий на кафедре охватывают такие области, как лазерная сварка, резка, наплавка, поверхностная обработка (рис. 6), в том числе и ее упрочнение [5].

В последние годы на кафедре получили развитие новые направления лазерной обработки по быстрому прототипированию изделий машиностроения, аддитивным технологиям, импульсному лазерному нанесению в вакууме тонкопленочных покрытий. Сотрудниками кафедры опубликовано большое количество учебников и монографий, некоторые из них переведены на иностранные языки и изданы за рубежом.

Еще со времен Московского ремесленного учебного заведения большое внимание уделялось вопросам обработки металлов и дерева резанием, а с развитием машиностроения в России обработка металлов резанием приобрела еще большее значение. В 1909 г. в Училище была создана лаборатория резания металлов, которая служила экспериментальной базой подготовки инженеров [1], а в 1929 г. была организована кафедра "Резание металлов" (в дальнейшем "Резание металлов и инструментальное производство").

Становление и развитие кафедры связано с именами крупных ученых и инженеров Г.И. Грановским и И.М. Беспрозванным, с созданием таких учебных курсов, как "Технология производства режущего инструмента", "Конструкция и эксплуатация режущего инструмента". В этих и других курсах рассматривались вопросы трения и износа конкретных видов инструмента, а также способы повышения их износостойкости при обработке различных материалов, в том числе и труднообрабатываемых.

Рис. 6. Лазерное упрочнение поверхности

Рис. 7. Современный режущий инструмент

Профессор А.Е. Древаль создал на кафедре научное направление по повышению надежности режущего инструмента (рис. 7), по разработке методов ее оценки и прогнозирования. При появлении в стране алмазного инструмента на базе синтетических и природных алмазов на кафедре была разработана методика оценки режущих свойств алмазного инструмента. Сегодня с помощью алмазного точения и алмазного шлифования удается существенно повысить точность обработки и уменьшить шероховатость обработанных поверхностей до десятков нанометров. Работы по этому направлению ведутся совместно с ВНИИинструмент под руководством профессора кафедры С.В. Грубого [6].

Еще в начале XX века в Училище стали разрабатывать новые металлорежущие станки, создавать научные основы станкостроения, исследовать способы испытания станков и повышения их работоспособности. Для решения задач по повышению износостойкости станков профессором Н.К. Худяковым были разработаны методы расчета сопряжений машин на изнашивание. В 1930 г. в МВТУ была организована кафедра "Металлорежущие станки", на которой появилась научная школа проектирования станков и автоматизации технологических процессов [1]. С 1944 по 1973 г. кафедрой руководил профессор Г.А. Шаумян, ставший родоначальником теории производительности машин.

На кафедре проводились исследования по повышению работоспособности металлорежущих станков. Профессор Л.И. Волчкевич в своей книге "Надежность автоматических линий" систематизировал исследования по производительности и надежности автоматических линий в машиностроении, по методам анализа их работоспособности в условиях эксплуатации.

Научное направление по надежности станков и машин на кафедре продолжил развивать профессор А.С. Проников, который руководил кафедрой с 1973 по 1990 г. Разработанная им теория расчета механизмов машин и станков по критерию износа позволила решить многие задачи повышения показателей надежности металлорежущего оборудования. В рамках этого направления разработан метод автоматизированных испытаний станков, в том числе многоцелевых обрабатывающих центров для проведения высокоскоростной обработки (рис. 8).

На кафедре "Технология машиностроения" многие годы проводятся исследования физических явлений, возникающих в поверхностных слоях деталей машин при их изготовлении [1]. Эти явления оказывают доминирующее влияние на точность, прочность и долговечность деталей машин, а также определяют технологическую наследственность — научное направление, созданное профессором А.М. Дальским, который руководил кафедрой с 1984 по 1990 г.

Вопросы точности деталей, узлов и механизмов решались в МВТУ научной школой метрологии, стандартизации и сертификации. В настоящее вре-

мя на базе кафедры метрологии открыт научно-образовательный центр "Прецизионное метрологическое обеспечение машиностроения" [7]. Центр занимается разработкой средств измерений, контроля и диагностики функционирующих машин и механизмов по оригинальной технологии, созданной кафедрой. На кафедре разработаны и испытаны в промышленных условиях новый фазохронометрический метод и реализующие его средства прецизионного изучения функционирующих машин и механизмов циклического действия. Ведутся НИР и НИОКР в области диагностики состояния подшипников, редукторов, турбоагрегатов, гидроагрегатов, режущего инструмента, станков прецизионным фазохронометрическим методом (рис. 9).

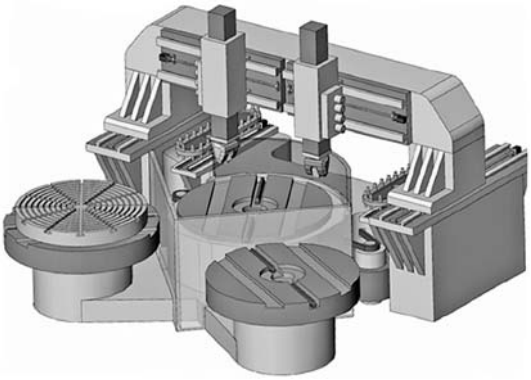


Рис. 8. Многоцелевой обрабатывающий центр для проведения высокоскоростной обработки

Рис. 9. Фазохронометрический метод диагностики оборудования

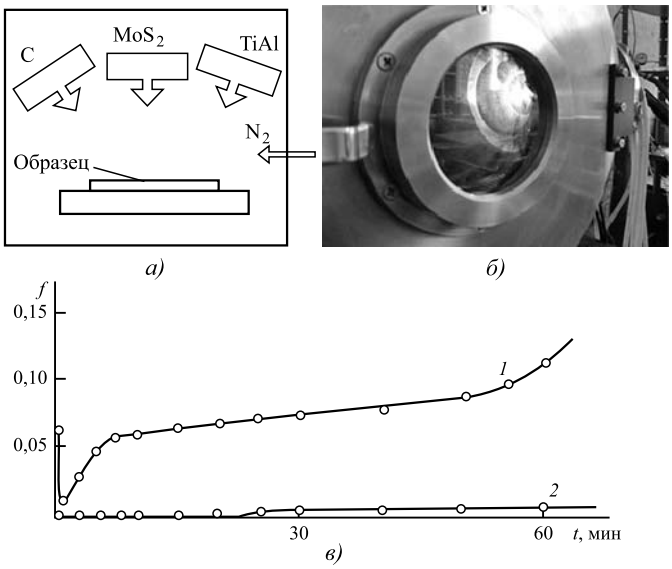


Рис. 10. Схема процесса ионно-плазменного нанесения трех материалов одновременно: углерода, MoS_2 и TiAl в среде азота (*а*) в вакуумной камере (*б*) с эффектом аномально низкого трения (*в*):
1 — "чистый" MoS_2; *2* — MoS_2, интеркалированный металлом D (MoS_2D)

Упрочняющие технологии активно развиваются на кафедре "Электронные технологии в машиностроении" в виде вакуумных процессов нанесения твердосмазочных и износостойких тонкопленочных покрытий [8]. Методами ионно-плазменного, магнетронного распыления получены покрытия из дисульфида молибдена MoS_2 со сверхнизким коэффициентом трения скольжения f (менее 0,01) и многокомпонентные покрытия из TiBSiN со сверхвысокой, почти алмазной, твердостью 70 ГПа. В процессе исследования были обнаружены необычные упрочняющие эффекты: повышение жесткости сверл диаметром менее 1 мм с твердосмазочными покрытиями и, как следствие, повышение точности обработки печатных плат; значительное увеличение твердости материалов при нанесении на них покрытий толщиной менее 100 нм; уменьшение коэффициента трения скольжения до аномально низкого (менее 0,002) при ионно-плазменном нанесении покрытия из MoS_2, интеркалированного металлом D (MoS_2D) (рис. 10).

Значительное повышение износостойкости пар трения обеспечивают дискретные покрытия с эффектом самосмазывания. Такие покрытия включают в себя области с высокой твердостью и области с низким коэффициентом трения, получаемые в едином вакуумном цикле ионным травлением и магнетронным осаждением последовательно износостойкого и антифрикционного материалов. Для этого на кафедре разработано несколько единиц вакуумно-технологического оборудования, оснащенного несколькими технологическими источниками ионно-лучевого травления и ионно-плазменного нанесения тонкопленочных покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Научные** школы Московского государственного технического университета имени Н.Э. Баумана. История развития / под ред. И.Б. Федорова, К.С. Колесникова. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. 464 с.
2. **www.mt13.bmstu.ru**
3. **Материаловедение**: учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 648 с.
4. **www.mt10.bmstu.ru**
5. **www.mt12.bmstu.ru**
6. **www.mt2.bmstu.ru**
7. **www.mt4.bmstu.ru**
8. **www.mt11.bmstu.ru**

УДК 669.620.179

А.М. Адаскин
(Московский государственный технологический университет "Станкин"),
И.Ю. Сапронов
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: tolia.home@list.ru

Взаимосвязь макро- и микротвердости материалов при индентировании пирамидой Виккерса

Разработана методика расчета значений микротвердости при различных нагрузках, базирующаяся на сравнении размеров невосстановленного и восстановленного отпечатков и макротвердости. Размер диагонали невосстановленного отпечатка определяется аналитически, восстановленного — экспериментально. Показана возможность определения макротвердости материалов тонких пленок по измерениям микротвердости. Разработанная методика позволяет определить границы перехода из макро- в микродиапазон.

Ключевые слова: *макротвердость, микротвердость, диапазоны микро- и макротвердости.*

The technique for determining of microhardness values at various loads is developed, based on the comparison of unreduced and reconstructed indentations and macrohardness. The diagonal size of non-restored indentation is determined analytically, reconstructed — experimentally. The possibility for determining of the macrohardness of thin-film materials by microhardness measurements is shown. The developed technique allows to determine the boundaries of the transition from macro- to microband.

Keywords: *macrohardness, microhardness, ranges of micro- and macrohardness.*

Введение

В соответствии с ГОСТ Р 8.748—2011 (ИСО 14577—1:2002) твердость в зависимости от прикладываемой нагрузки F и глубины внедрения индентора h подразделяется на: макродиапазон 2 Н $\leqslant F \leqslant$ 30 кН; микродиапазон $F <$ 2 Н; $h >$ 0,2 мкм; нанодиапазон $h \leqslant$ 0,2 мкм. Однако эти критерии формальны, поскольку не имеют физического обоснования [1].

При измерении твердости в диапазоне микротвердости возникает "размерный эффект" (Indentation Size Effect) [2, 3], проявляющийся в том, что значения твердости, определенные по восстановленному отпечатку (т.е. после удаления индентора из испытуемого образца), зависят от нагрузки индентирования, и они тем выше, чем меньше нагрузка.

Размерный эффект связан с тем, что упругая деформация материала, развивающаяся при внедрении индентора и исчезающая после его удаления, не учитывается при оценке твердости. В диапазоне макротвердости значения твердости, напротив, не зависят от нагрузки [2, 3] из-за малой доли упругой деформации. Эта общая закономерность подтверждена в настоящей работе.

В ряде исследований, проанализированных в работе [2], были сделаны попытки установить аналитическую зависимость микротвердости от нагрузки и связать микро- и макротвердость, однако, решения найдено не было [2].

Отсутствие такой зависимости делает несопоставимыми значения микротвердости одного и того же материала, испытанного разными исследователями при равных условиях, но при разных нагрузках. Кроме того, для покрытий, толщиной несколько микрометров определение макротвердости ($HV_{макро}$) технически невозможно. Твердость определяют только при индентировании с малыми нагрузками, полученные результаты ($HV_{микро}$) не позволяют установить величину макротвердости материала покрытия.

Цель работы — установление взаимосвязей между нагрузкой и микротвердостью, микро- и макротвердостью, а также определение фактических значений нагрузки, определяющих переход из диапазона микротвердости в диапазон макротвердости.

Методика проведения исследований

Исследовали материалы, твердость которых изменяется в диапазоне 80...1500 HV. Это твердые непластичные материалы: твердый сплав ВК6 (~1500 HV) и быстрорежущая сталь Р18 после закалки и отпуска (~800 HV), а также пластичные материалы с низкой твердостью — технически чистые железо и медь (~80...100 HV) и отожженная сталь Р18 (~250 HV).

Подготовку поверхности для испытаний выполняли на оборудовании фирмы Struers (Дания). При подготовке образцов применяли тонкое шлифование и полирование с использованием алмазных абразивов разной дисперсности, исключающих пластическую деформацию и наклеп поверхности.

Твердость по Виккерсу определяли в соответствии с ГОСТ 2999—75 для макродиапазона и по ГОСТ 9450—76 для микродиапазона. Испытания проводили с помощью микротвердомера Duramin-2 (Struers, Дания), в диапазоне нагрузок 0,098...19,61 Н (от 10...2000 гс).

Твердость для каждого материала определяли по среднему значению из шести испытаний. Относительная погрешность измерения твердости с надежностью 0,95 не превышала 3 %.

Диагональ восстановленного (после снятия нагрузки и удаления индентора из испытуемого образца) отпечатка d измеряли с погрешностью ±0,1 мкм и для каждого материала при заданной нагрузке оценивали как среднее по результатам шести измерений.

Диагональ невосстановленного отпечатка D вычисляли исходя из того, что для любой нагрузки глубина проникновения индентора, определяющая величину невосстановленного отпечатка, соответствует твердости, не зависящей от нагрузки, т.е. макротвердости ($HV_{макро}$). Таким образом, размер, мм, диагонали невосстановленного отпечатка D рассчитывается по формуле

$$D = \sqrt{\frac{1,854P}{HV_{макро}}}, \qquad (1)$$

где P — испытательная (приложенная) нагрузка, кгс.

Аппроксимацию экспериментальных данных выполняли с помощью приложения Microsoft Office Excel 2007.

Результаты исследования и их обсуждение

Значения макротвердости, полученные в настоящем исследовании, достаточно хорошо согласуются с литературными данными, различие не превышает 8 % (табл. 1).

При измерении твердости в микродиапазоне для всех исследованных материалов наблюдался размерный эффект (табл. 2), который наиболее ярко выражен для сплава ВК6 и приведен в качестве примера на рис. 1.

Результаты исследования базируются на анализе параметров восстановленного и невосстановленного отпечатков при измерении твердости по Виккерсу.

Для установления связи между макро- и микротвердостью прежде всего необходимо опреде-

Таблица 1

Макротвердость исследуемых материалов

Материал	Термическая обработка	HV эксперимент (литературные данные)	Пластичность	
			δ, %	ψ, %
Твердый сплав ВК6	—	1490 (1430 [4])	0	0
Сталь Р18	Закалка, отпуск	785 (62...63 HRC [5])	0	0
	Отжиг	250 (228...255 [5])	4...5 [8]	5...15 [5]
Технически чистое железо	Отжиг	86 (90 [6])	40...30 [9]	80...70 [6]
Медь	Отжиг	93...94 (110 [6])	50 [9]	75 [6]

Таблица 2

Твердость исследуемых материалов (восстановленный отпечаток) в зависимости от испытательной нагрузки

Нагрузка, гс	Твердость материала, HV				
	Cu	Fe	Р18 (отжиг)	Р18 (закалка)	ВК6
2000	93	86	—	—	—
1000	93	86	234	741	1514
500	94	86	238	753	1485
200	96	87	249	795	1469
100	100	104	256	805	1594
50	102	106	262	827	1651
25	104	122	288	890	1754
10	103	139	316	927	1886

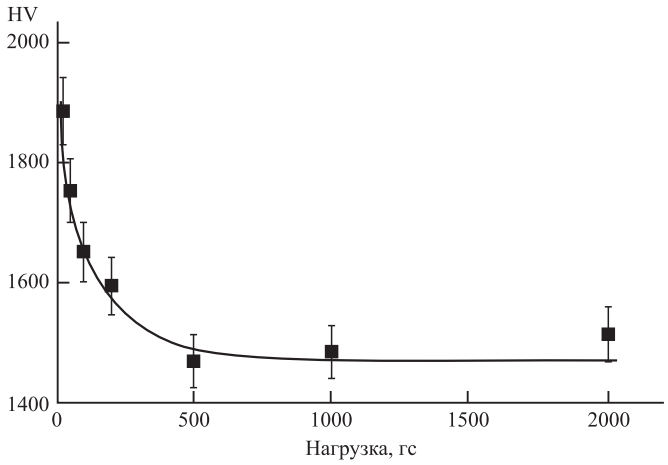


Рис. 1. Зависимость твердости сплава ВК6 (восстановленный отпечаток) от испытательной нагрузки

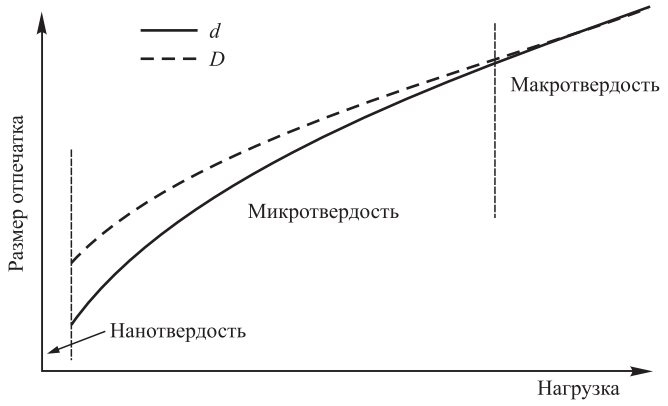


Рис. 2. Принципиальная схема "*P* — (*D*, *d*)" диаграммы

лить границу между этими диапазонами. Поэтому для всех материалов были построены зависимости P — (D, d) [7] (P — приложенная нагрузка, гс; d — диагональ восстановленного отпечатка, полученного экспериментально, мкм, измеренная после извлечения индентора из исследуемого образца; D — диагональ невосстановленного отпечатка, мкм, полученная расчетом по формуле (1)).

Диаграммы P — (D, d) для всех материалов строили по экспериментальным значениям d и вычисленным значениям D, приведенным в табл. 3. Вид всех диаграмм принципиально одинаков. На рис. 2 представлена принципиальная схема диаграммы P — (D, d).

Диагональ отпечатка D характеризует полную деформацию материала при внедрении индентора: упругую и пластическую. Упругая деформация исчезает после снятия нагрузки, остаточную пластическую деформацию характеризует размер диагонали восстановленного отпечатка d.

Фактически D — это диагональ отпечатка, полученного после внедрения индентора на глубину h_1 под действием нагрузки P (рис. 3, *а*). После снятия нагрузки в результате упругого восстановления глубина отпечатка уменьшится до h_2, а диагональ отпечатка до d (рис. 3, *б*).

Размер невосстановленного отпечатка для любой нагрузки определяется исключительно твердостью материала, не зависящей от силы [8—10], т.е. соответствует "истинной твердости", на которую размерный эффект не влияет.

Таблица 3

Диагонали восстановленного *d* и невосстановленного *D* отпечатков в зависимости от нагрузки

Материал	Диагональ отпечатка	Размер диагонали, мкм, в зависимости от нагрузки, гс							
		10	25	50	100	200	500	1000	2000
Медь	*D*	14,1	22,3	31,5	44,6	63,1	99,7	141,0	199,4
	d	13,4	21,1	30,2	43,1	62,1	99,5	141,2	199,5
Технически чистое железо	*D*	14,7	23,2	32,8	46,4	65,6	103,7	146,6	207,3
	d	11,9	19,5	29,5	42,3	65,4	103,6	146,8	207,6
Р18 (отжиг)	*D*	8,9	14,0	19,8	28,0	39,6	62,7	88,6	—
	d	7,7	12,7	18,8	26,9	38,6	62,4	89,0	—
Р18 (закалка + отпуск)	*D*	5,0	7,9	11,1	15,8	22,3	35,2	49,8	—
	d	4,5	7,2	10,6	15,2	21,6	35,1	50,0	—
ВК6	*D*	—	5,6	7,9	11,2	15,8	24,9	35,3	49,9
	d	—	5,0	7,3	10,6	15,2	25,1	35,3	49,5

Примечание. Значения макротвердости, использованные для расчета D, приведены в табл. 1.

Положение об истинной твердости постулировано в работе [2], в которой кривая зависимости твердости (ордината) от нагрузки (абсцисса), аппроксимируется гиперболой (рис. 4). Пересечение продолжения горизонтальной асимптоты гиперболы с осью ординат показывает значение *истинной твердости*, не зависящей от нагрузки и соответствующей диапазону макротвердости. В макродиапазоне величина упругого восстановления пренебрежимо мала, доля остаточной пластической деформации составляет ~100 %, т.е. разница между невосстановленным и восстановленным отпечатками практически отсутствует ($D \approx d$).

В микродиапазоне $HV_{макро} < HV_{микро}$ (см. рис. 1 и табл. 2), т.е. $D > d$, следовательно, происходит заметное упругое восстановление отпечатка. Микротвердость соответствует восходящей ветви гиперболы (см. рис. 4), а ее часть, отвечающая очень малым нагрузкам, вызывающим внедрение индентора на глубину $h \leqslant 0{,}2$ мкм, и, соответственно, малым значениям d (в пределе, при $d \to 0$; $HV \to \infty$), — это нанотвердость [1].

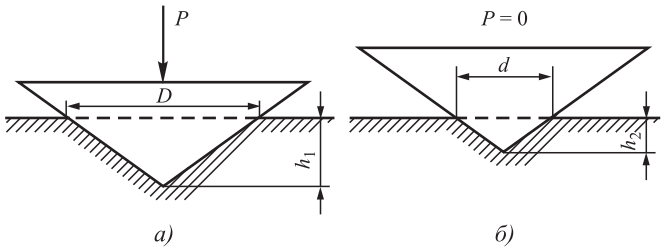


Рис. 3. Невосстановленный (*а*) и восстановленный (*б*) отпечатки

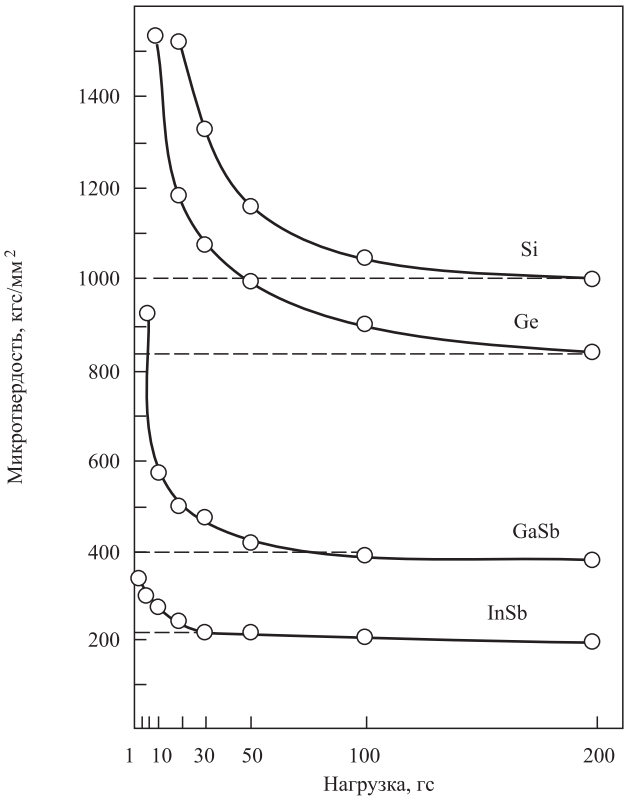


Рис. 4. Влияние испытательной нагрузки на значения твердости кремния, германия, антимонида галлия, антимонида индия [2]

Определение значений твердости по глубине внедрения индентора под нагрузкой — истинной твердости, т.е. по невосстановленному отпечатку регламентировано стандартами [8—10].

Для индентора Виккерса:

$$HV_h = \frac{0{,}03784F}{h^2}, \qquad (2)$$

где по ГОСТ 9450—76 HV_h — число микротвердости по методу невосстановленного отпечатка; F — нагрузка, кгс; h — глубина отпечатка, мм;

$$HM = \frac{F}{26{,}43h^2}, \qquad (3)$$

где по ГОСТ Р 8.748—2011 (ИСО 14577—1:2002) HM — число твердости по Мартенсу; F — нагрузка, Н; h — глубина индентирования под действием испытательной нагрузки, мм.

В работе [10] введено понятие "универсальная твердость" — HU, которая определяется по формуле (3), т.е. так же как и твердость по Мартенсу — по глубине индентирования.

Поскольку для пирамиды Виккерса $D = 7h$ (с точностью до четвертого знака после запятой), заменив значения h в формулах (2) и (3) на $D/7$, получаем:

$$HV_h = HM = \frac{1{,}854P}{D^2} = HV_{макро}, \qquad (4)$$

где по ГОСТ 2999—75 $HV_{макро}$ — макротвердость материала по Виккерсу; D — среднее арифметическое значение длин обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм; P — испытательная нагрузка, кгс.

Таким образом, размер диагонали невосстановленного отпечатка определяется глубиной проникновения индентора [8—10], зависящей от испытательной нагрузки и твердости (макротвердости) материала.

По данным табл. 3 были построены зависимости размера диагонали от испытательной нагрузки $d = f(P)$ и $D = f(P)$, которые для всех материалов принципиально одинаковы и аппроксимируются следующими зависимостями:

$$d = A_d P^{0{,}5 + x} \qquad (5)$$

и

$$D = A_D P^{0,5}, \qquad (6)$$

где A — константа материала, зависящая от его твердости, при этом $A_D > A_d$, так как в диапазоне микротвердости $D > d$ (см. рис. 2 и табл. 3); значения A_D и A_d тем больше, чем меньше твердость материала, т.е. больше диагональ отпечатка; x — дробная часть степенного показателя испытательной нагрузки, превышающая степень, равную 0,5 в формуле для невосстановленного отпечатка.

Для теоретической зависимости $D = f(P)$ $x = 0$ согласно (1). Для экспериментальной зависимости $d = f(P)$ $x > 0$, что обусловлено тем, что при $A_D > A_d$ и $D > d$ увеличение нагрузки должно обеспечить более интенсивный рост диагонали d, чем D и при достижении границы диапазонов микро- и макротвердости диагонали невосстановленного и восстановленного отпечатков должны сравняться ($D \approx d$, см. рис. 2). Это, в свою очередь, определяет большее значение первой производной функции $d = f(P) : f'_d(P) > f'_D(P)$. В табл. 4 приведены значения констант материала A_D и A_d, а также степенные показатели значения испытательной нагрузки P.

Степень совпадения экспериментальных и теоретических данных высокая. Достоверность аппроксимации R^2 для $d = f(P)$ составила не менее трех девяток после запятой (см. табл. 4). Для вычисленного (теоретического) значения диагонали $D = \sqrt{\dfrac{1,854P}{\mathrm{HV}_{\text{макро}}}}$ достоверность аппроксимации, естественно, равна единице.

Границу диапазонов микро- и макротвердости (см. табл. 4) определяли из условия равенства нагрузки $P_{\text{микро}} = P_{\text{макро}}$ и размеров диагоналей восстановленного и невосстановленного отпечатков $d = D$, т.е. аналитически решая уравнение $d = f_d(P) = f_D(P) = D$ (например, для меди значение P находили из условия $4,068P^{0,514} = 4,459P^{0,5}$).

Параметры A_D и A_d в зависимостях $d = f(P)$ и $D = f(P)$ являются константами данного материала, т.е. зависят от некоторого постоянного для этого материала свойства. Для невосстановленного отпечатка это однозначно — макротвердость. Совместное решение уравнения $D = A_D P^{0,5}$ и формулы (1) устанавливает гиперболическую зависимость A_D, мкм/гс$^{-0,5}$, от $\mathrm{HV}_{\text{макро}}$ (рис. 5):

$$A_D = \frac{43,06}{\sqrt{\mathrm{HV}_{\text{макро}}}}. \qquad (7)$$

На основании постоянства для данного материала параметра A_d восстановленного отпечатка предположили, что такой же гиперболический характер зависимости должен соблюдаться между A_d и $\mathrm{HV}_{\text{макро}}$ — постоянного свойства материала.

Это предположение подтвердилось, получена аппроксимирующая зависимость (табл. 5, см. рис. 5) с достоверностью $R^2 = 0,9787$

$$A_d = 34,337(\mathrm{HV}_{\text{макро}})^{-0,497}. \qquad (8)$$

Таблица 4

Зависимости размеров диагоналей восстановленного *d* и невосстановленного *D* отпечатков от испытательной нагрузки *P* и граница диапазонов микро- и макротвердости

Материал	Диагональ	Аппроксимирующие функции $d = f(P)$ и $D = f(P)$	Достоверность аппроксимации R^2	Граница диапазонов микро- и макротвердости $P_{\text{микро}} = P_{\text{макро}}$, гс
Медь	d	$4,068P^{0,514}$	0,9999	660
	D	$4,459P^{0,5}$	1	
Технически чистое железо	d	$3,295P^{0,558}$	0,9993	370
	D	$4,636P^{0,5}$	1	
Р18 (отжиг)	d	$2,268P^{0,535}$	0,9997	354
	D	$2,803P^{0,5}$	1	
Р18 (закалка + отпуск)	d	$1,334P^{0,527}$	0,9999	512
	D	$1,575P^{0,5}$	1	
ВК6	d	$0,875P^{0,540}$	0,9999	380
	D	$1,116P^{0,5}$	1	

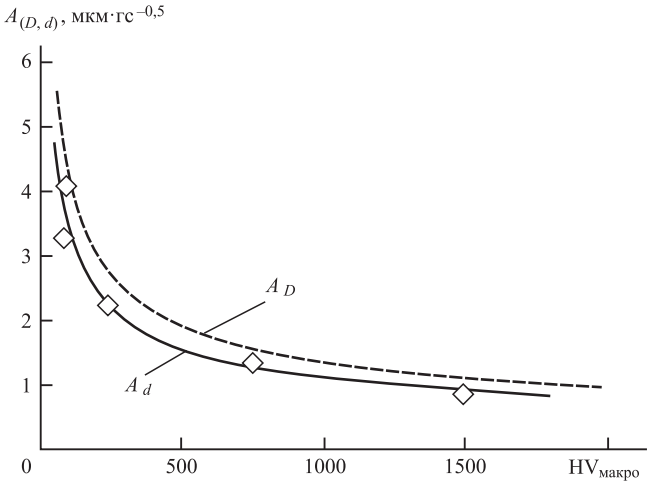


Рис. 5. Зависимость параметров A_D и A_d невосстановленного и восстановленного отпечатков от макротвердости материала

Таблица 5

Зависимость параметра A_d восстановленного отпечатка от макротвердости

Материал	Параметр A_d	Макротвердость HV
Медь	4,068	93
Технически чистое железо	3,295	86
Р18 (отжиг)	2,268	236
Р18 (закалка + отпуск)	1,334	747
ВК6	0,875	1489

Таблица 6

Взаимосвязь констант A_D, A_d и степенного показателя x

Материал	$\lvert A_D - A_d\rvert/A_D$	x
Медь	0,09	0,0138
Технически чистое железо	0,29	0,0576
Р18 (отжиг)	0,19	0,0353
Р18 (закалка + отпуск)	0,15	0,265
ВК6	0,22	0,0402

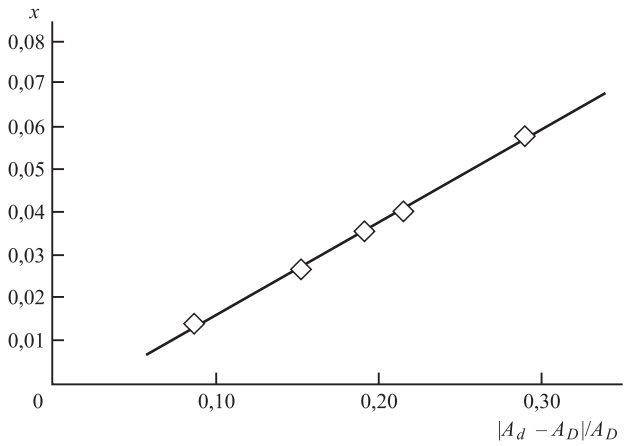


Рис. 6. Зависимость степенного показателя x от параметров A_D и A_d

Адекватность принятой гипотезы о зависимости параметра A_d восстановленного отпечатка от независимой характеристики материала — его истинной твердости (макротвердости) подтверждается не только высоким значением R^2, но также практическим совпадением показателей степени в зависимостях $A_D = f(\mathrm{HV}_{\text{макро}})$ и $A_d = f(\mathrm{HV}_{\text{макро}})$: −0,5 и −0,497 соответственно.

Таким образом, установлена корреляционная связь (8) между макротвердостью и константой материала A_d, определяющей размер диагонали восстановленного отпечатка d в зависимости от испытательной нагрузки P. Однако для установления количественной взаимосвязи между макро- и микротвердостью необходимо определить значения показателей степени x в формуле (5).

В работе [2] рассмотрены предложенные ранее искусственные варианты коррекции значений микротвердости для исключения размерного эффекта. Предлагалось рассчитывать твердость не по диагонали восстановленного отпечатка d, а по "исправленной", увеличенной на постоянную величину, диагонали c, снижая, таким образом, значения твердости: $\mathrm{HV} = 1{,}854\dfrac{P}{d^2 + c^2}$. Второй вариант — снизить испытательную нагрузку также на некую постоянную величину k независимо от размера диагонали: $\mathrm{HV} = 1{,}854\dfrac{(P-k)}{d^2}$.

Однако эти решения некорректны, так как не учитывают изменений твердости в микродиапазоне в зависимости от нагрузки.

В настоящей работе установлена (но строго обосновать не удалось) зависимость $x = f(A_D, A_d)$ (табл. 6, рис. 6), в основе которой лежит разница между размерами диагоналей невосстановленного и восстановленного отпечатков:

$$x = 0{,}2175\frac{|A_D - A_d|}{A_D} - 0{,}006. \qquad (9)$$

Полученные зависимости (7)—(9) позволяют вычислить значения микротвердости для разных испытательных нагрузок, зная макротвердость материала. Для этого, зная макротвердость, необходимо вычислить значения A_D, A_d, далее определить x и по формуле $d = A_d P^{(0,5 + x)}$ рассчитать диагональ восстановленного отпечатка d, затем — твердость по Виккерсу.

Для оценки корректности разработанной методики провели сравнение размеров диагоналей восстановленных отпечатков (диапазон микротвердости), используя разработанную методику и данные ряда работ (табл. 7).

Полученные результаты следует признать удовлетворительными. Разница между вычисленными значениями по разработанной методике диагоналей восстановленных отпечатков и литературными данными, как правило, не превышала 10 %. При этом следует учитывать, что эксперименты выполняли в разных условиях и на разном оборудовании.

Разработанная методика позволяет решать еще одну важную задачу — определение макротвердости материалов пленок толщиной несколько микрометров. Для этого необходимо иметь, по крайней мере, два значения микротвердости, полученные при разных испытательных нагрузках.

Пусть при нагрузках P_1 и P_2 получим отпечатки d_1 и d_2. При этом: $d_1 = A_d P_1^{0,5+x}$; $d_2 = A_d P_2^{0,5+x}$.

Поделив почленно обе части уравнений, получим: $d_2/d_1 = (P_2/P_1)^{0,5+x}$, зная значения d_1 и d_2 (измеренные диагонали отпечатков) и P_1, P_2 — испытательные нагрузки, находим значение x, затем значение A_d и по формуле (8) значение макротвердости.

Проведем расчет для определения макротвердости хрома по данным работы [2] (табл. 8).

При нагрузке 20 гс имеем $d_1 = A_d \cdot 20^{0,5+x} = 15,7$ мкм. При нагрузке 50 гс $d_2 = A_d \cdot 50^{0,5+x} = 25,9$ мкм. После деления d_2/d_1 получаем $2,5^{0,5+x} = 1,65$; логарифмируя обе части уравнения, определяем $x = 0,043$. Для нагрузки 20 гс получаем: $A_d = 3,086$ мкм·гс$^{-0,5}$; для нагрузки 50 гс — $A_d = 3,096$ мкм·гс$^{-0,5}$. Среднее значение $A_d = 3,091$ мкм·гс$^{-0,5}$, что соответствует $HV_{макро} = (34,337/3,091)^2 = 123$ кгс/мм^2. По данным [2] макротвердость хрома 115 HV (табл. 8), т.е. расхождение ~7 %.

Полученные закономерности могут уточняться по мере накопления фактических данных при получении зависимостей твердости от нагрузки в диапазоне микротвердости.

Таблица 7

Диагональ восстановленного отпечатка *d* различных материалов в зависимости от нагрузки

Нагрузка, гс	Диагональ *d*, мкм		Разница диагоналей, %
	Вычисленная	По литературным данным	
Антимонид галлия 400 $HV_{макро}$ [2]			
10	5,9	5,7 [2]	3,5
20	8,6	8,6 [2]	0,0
30	10,7	10,8 [2]	0,9
50	14,1	14,7 [2]	4,3
Германий 840 $HV_{макро}$ [2]			
10	4,1	3,5 [2]	16,9
20	5,9	5,6 [2]	5,3
30	7,4	7,2 [2]	2,8
50	9,7	9,6 [2]	1,0
Кремний $HV_{макро}$ [2]			
20	5,4	4,9 [2]	10,2
30	6,8	6,5 [2]	4,6
50	8,9	8,9 [2]	0,0
Карбид вольфрама $HV_{макро}$ [11]			
50	1,86	1,96 [12]	5,1

Таблица 8

Исходные данные [2] для расчета макротвердости хрома

Нагрузка, гс	HV	*d*, мкм
200	115	56,8
100	130	37,8
50	138	25,9
20	150	15,7
10	160	10,8

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Головин Ю.И.** Наноиндентирование как средство комплексной оценки физико-механических свойств материалов в субмикрообъемах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. Т. 75. № 1. С. 45—58.
2. **Григорович В.К.** Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976. 230 с.
3. **Interpretations** of Indentation Size Effects / W.W. Gerberich, N.I. Tymiak, J.C. Grunlan et al. // Journal of Applied Mechanics. 2002. Vol. 69. P. 433—442.
4. **Третьяков В.И.** Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. М.: Металлургия, 1976. 527 с.
5. **Геллер Ю.А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 526 с.
6. **Свойства** элементов: справочник / под ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1985. 672 с.
7. **Адаскин А.М., Сапронов И.Ю.** Определение соотношения упругой и пластической составляющей работы деформирования в диапазоне микротвердости при индентировании по величинам восстановленного и невосстановленного отпечатков // Материалы VII Междунар. конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов", 7—10 ноября 2017 г. М.: ИМЕТ РАН, 2017. С. 62—63.
8. **ГОСТ Р 8.748—2011** (ИСО 14577—1:2002). Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании.
9. **ГОСТ 9450—76.** Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.
10. **РД ЭО 0027—2005.** Инструкция по определению механических свойств металла оборудования атомных станций безобразцовыми методами по характеристикам твердости.
11. **Самсонов Г.В.** Тугоплавкие соединения. Справочник по свойствам и применению. М.: Металлургиздат, 1963. 398 с.
12. **Киффер Р., Шварцкопф П.** Твердые сплавы. М.: Металлургиздат, 1957. 664 с.

УДК 67.02

С.В. Грубый
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),
М.А. Шавва, В.В. Лапшин
(АО "ВНИИИНСТРУМЕНТ", г. Москва)
E-mail: grusv_16@bmstu.ru

Сверхточная обработка поверхностей элементов приборов из оптических материалов

Приведены результаты исследований, направленных на повышение производительности, точности и качества обработки лезвийным и абразивным алмазным инструментом поверхностей элементов из оптических материалов: дигидрофосфата калия (KDP), ситалла, кварцевого стекла. Рассмотрены примеры обработки оптических поверхностей на сверхточных экспериментальных стендах и достигнутые параметры качества обработанных поверхностей.

Ключевые слова: *сверхточная обработка поверхностей, алмазное микрофрезерование, алмазное шлифование, обработка оптических материалов.*

The researches results aimed at improving the performance, accuracy and quality of surface treatment of elements made of optical materials: KDP, ceramized glass, quartz glass, by diamond turning and grinding tools are presented. Optical surfaces machining examples on precision experimental machines and the quality parameters of processed surfaces are considered.

Keywords: *ultra-precise surface machining, diamond turning, diamond grinding, processing of optical materials.*

Введение

Традиционная технология обработки поверхностей элементов из оптических материалов предусматривает алмазное шлифование с последовательным снижением зернистости и химико-механическое полирование. Основные недостатки традиционной технологии — низкие производительность и стабильность процесса, сложность автоматизации и управления, влияние квалификации полировщика на качество обработки, повреждение поверхностного слоя шаржированными абразивными частицами. МГТУ им. Н.Э. Баумана, АО "ВНИИИНСТРУМЕНТ", ООО "Ресурс точности" совместно с рядом организаций проводят комплекс технологических исследований и конструкторских разработок, направленных на повышение производительности, точности и качества обработки поверхностей элементов из оптических материалов лезвийным и абразивным алмазным инструментом. Технологические экспериментальные исследования проведены в АО "ВНИИИНСТРУМЕНТ" на сверхточных стендах по схеме фрезерования плоской поверхности алмазной однорезцовой фрезерной головкой и плоского алмазного шлифования с наклоном оси шлифовального круга. Образцы для обработки изготовлены из оптических материалов: дигидрофосфата калия (KDP), ситалла, кварцевого стекла. Теоретически обосновано и экспериментально подтверждено, что возможно создание условий обработки, обеспечивающих толщину срезаемого слоя в нанометровом диапазоне, при которых механизм хрупкого взаимодействия "инструмент—обрабатываемый материал" заменяется на пластическое деформирование [1—5]. Переход от хрупкого скалывания к пластичному деформированию позволяет получить поверхность с минимальным поврежденным (имеющим трещины) слоем и параметром шероховатости Ra < 0,01 мкм. Погрешность формы обрабатываемой поверхности при этом обеспечивается кинематикой сверхточного станка [6].

Лезвийная алмазная обработка

Для обеспечения условий пластичного деформирования оптического материала в зоне резания алмазный монокристаллический резец должен иметь следующие характеристики: передний угол 0...−35° [7]; радиус округления режущей кромки 50...100 нм; радиус вершины лезвия 1...10 мм; задний угол 7...15°.

Толщина срезаемого слоя при лезвийной обработке зависит от режимов резания и параметров режущего инструмента. На рис. 1 приведены за-

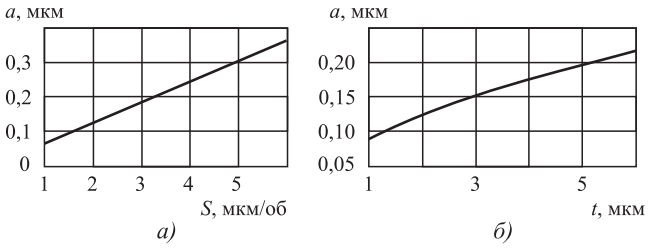


Рис. 1. Зависимость толщины срезаемого слоя:
а — от подачи заготовки; *б* — от глубины резания

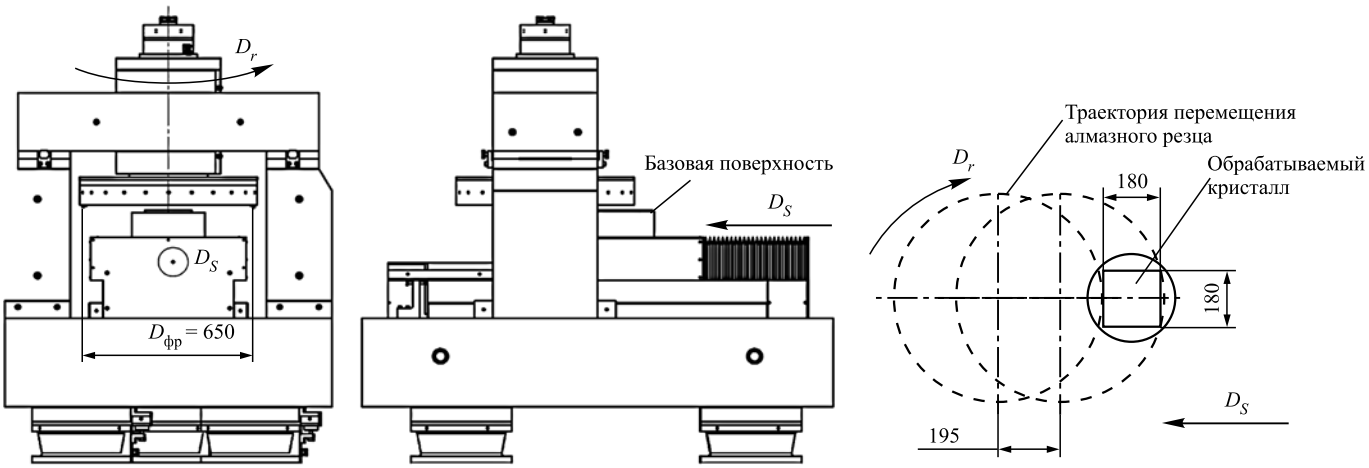


Рис. 2. Кинематическая схема обработки на сверхточном экспериментальном стенде для алмазного микрофрезерования

висимости толщины срезаемого слоя a от продольной подачи заготовки S на один оборот инструмента при радиусе вершины 1 мм и глубине резания 2 мкм и от глубины резания t при радиусе вершины 1 мм и подаче заготовки 2 мкм/об.

Экспериментально доказано, что для обеспечения условия пластичного взаимодействия алмазного резца и кристалла KDP толщина срезаемого слоя должна составлять не более 100...120 нм [8]. Это ограничение позволяет выбрать глубину и подачу, например, для условий, приведенных на рис. 1.

Экспериментальные исследования процесса обработки однорезцовой алмазной фрезерной головкой проведены на сверхточном экспериментальном стенде для алмазного микрофрезерования, имеющем следующие конструктивные особенности: шпиндельный узел и линейный суппорт стенда выполнены на аэростатических подшипниках, стенд установлен на виброизолирующих опорах, предусмотрена система охлаждения двигателя шпиндельного узла. Основные параметры сверхточного экспериментального стенда приведены ниже.

Наибольшие габаритные размеры обрабатываемой детали, мм . . . . . 450×450
Диапазон частот вращения шпинделя, мин$^{-1}$ . . 50...600
Число осей (ось X — поперечный суппорт; ось C — вращение шпинделя) 2
Ход поперечного суппорта, ось X, мм 800
Разрешающая способность по оси X, нм 1
Диапазон подач по оси X, мм/мин . . . . . .0,002...150

Кинематическая схема обработки алмазным лезвийным инструментом на экспериментальном стенде приведена на рис. 2. Объекты исследования — заготовки из монокристалла дигидрофосфата калия (KDP) размерами 180×180×10 мм. Параметры алмазного резца, режимы резания и соответствующая толщина срезаемого слоя приведены ниже.

Радиус однорезцовой фрезерной головки $R_{фр}$, мм. . 325
Радиус алмазного резца r, мм 1
Глубина резания t, мкм 2
Подача на оборот S, мкм/об 2
Частота вращения шпинделя n, мин$^{-1}$ 340
Толщина срезаемого слоя a, нм. 124

Для контроля шероховатости обработанных поверхностей использован 3D-профилометр Leica DCM3D. Профилограмма обработанной поверхности приведена на рис. 3. Параметры шероховатости обработанной поверхности составили Ra = 3 нм, Rz = 12 нм.

Измерение точности формы плоской обработанной поверхности кристалла KDP выполнено на лазерном интерферометре ИПФ РАН (г. Нижний Новгород). На рис. 4 (см. обложку) приведена интерферограмма обработанной поверхности. Отклонение от плоскостности составило 280 нм и определяется отклонением от прямолинейности направляющих станка, недостаточной точностью юстировки и вибрациями, возникающими при обработке.

Результаты экспериментальных исследований процесса алмазной лезвийной обработки показывают, что элементы оптики и микроэлектроники из дигидрофосфата калия, кремния, германия при условии пластичного характера взаимодействия пары "алмаз—кристалл" могут быть обработаны с параметром шероховатости $Ra \leqslant 5$ нм.

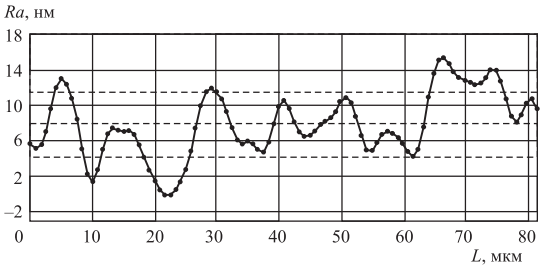


Рис. 3. Профилограмма обработанной поверхности заготовки из KDP

Алмазное шлифование

Для обеспечения условий пластичного характера взаимодействия "алмазное зерно—обрабатываемый материал" при алмазном шлифовании толщина срезаемого слоя должна находиться в нанометровом диапазоне, алмазный круг на органических связках должен иметь зернистость 2...3 мкм, концентрацию зерен в алмазоносном слое не менее 100 %. Кроме того, шлифовальный круг должен подвергаться периодической правке. Для обеспечения необходимых режимных параметров и толщин среза на единичное зерно предложено использовать схему плоского шлифования с наклоном оси круга относительно оси вращения планшайбы с закрепленными заготовками [9]. На рис. 5 показан шлифовальный круг с радиусом R, который наклонен на угол β и вращается с частотой n_1. Круговая подача заготовки выполняется со скоростью S_{prod} и задается частотой вращения n_2 поворотного стола диаметром D_{zag}. Поперечная подача круга выполняется со скоростью S_{pop}. Изменение угла наклона оси шлифовального круга позволяет изменять направление распространения трещин и таким образом уменьшать глубину поврежденного слоя. Оптимальный угол наклона оси круга, обеспечивающий пластическое деформирование материала в зоне резания и глубину поврежденного слоя менее 50 нм, подтвержден экспериментально и находится в диапазоне 1...3°.

На рис. 6 показан график зависимости толщины срезаемого слоя единичным зерном от продольной подачи. Параметры для расчета толщины срезаемого слоя единичным зерном при шлифовании с наклоном оси круга приведены ниже.

Коэффициент, учитывающий заделку зерна в связку ε 0,5
Средний диаметр алмазного зерна $\bar{x}$, мкм 2
Концентрация зерен в алмазоносном слое K, % . . . 100
Частота вращения круга n_1, мин$^{-1}$. 1000
Глубина резания t, мкм 5
Ширина алмазоносного слоя B, м. 0,01
Радиус шлифовального круга R, м 0,05
Угол наклона оси круга β, ° 1,5

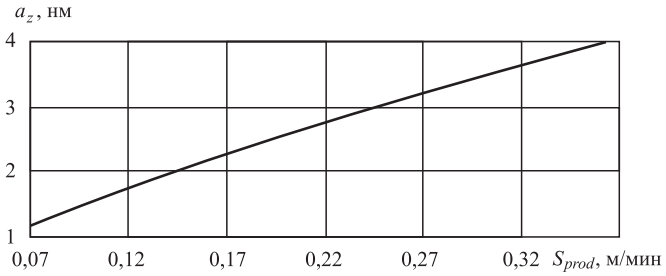


Рис. 6. Зависимость толщины срезаемого слоя единичным зерном от продольной подачи при плоском шлифовании с наклоном оси круга

Расчеты показывают, что толщина срезаемого слоя зависит от режимов резания, параметров режущего инструмента и угла наклона шлифовального круга.

Кинематическая схема плоского шлифования алмазным кругом с наклоном оси по рис. 5 была реализована на сверхточном экспериментальном стенде. Параметры стенда приведены ниже.

Диапазон частот шлифовального шпинделя n_1, мин$^{-1}$. . . . . 50...3000
Диапазон частот вращения шпинделя заготовки n_2, мин$^{-1}$ . . . . . .0,01...100
Ход продольного суппорта, ось Z (суппорт врезания), мм 100
Ход поперечного суппорта, ось X, мм 200
Число осей (ось X — поперечный суппорт; ось Z — продольный суппорт (суппорт врезания); ось S — вращение шлифовального круга; ось S_1 — вращение заготовки) 4
Рабочая подача продольного суппорта, мм/мин . .5...200
Дискретность перемещения поперечного суппорта, мкм 0,1
Мощность электродвигателя шлифовального круга, кВт 1
Биение шпиндельного узла, мкм. 0,5

Конструктивные особенности стенда: шпиндель заготовки и шлифовальный шпиндель выполнены на базе подшипников с газовой смазкой, что обеспечивает радиальное биение исполнительных поверхностей не более 0,5 мкм и жесткость не менее 100 Н/мкм; продольный и поперечный суппорты выполнены с пористым дросселированием для подачи газовой смазки и имеют дополнительное демпфирование сверхвязкой жидкостью; система индикации станка позволяет оценить глубину врезания инструмента с точностью до 0,1 мкм.

Объектами исследований при алмазном шлифовании были заготовки из ситалла марки СО115М и кварцевого стекла марки КУ1. Обработку заготовок при алмазном шлифовании осуществляли на следующих

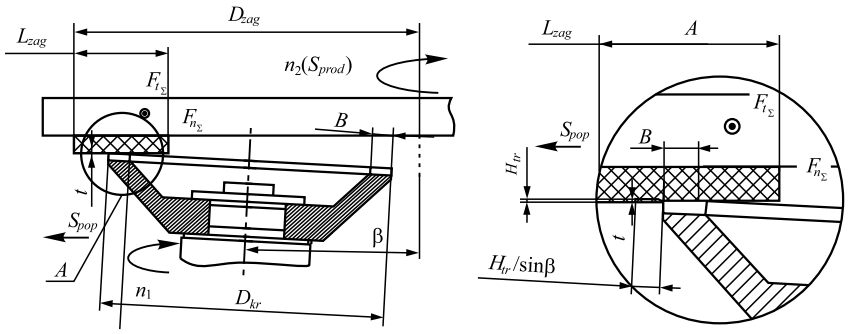


Рис. 5. Схема алмазного шлифования с наклоном оси круга

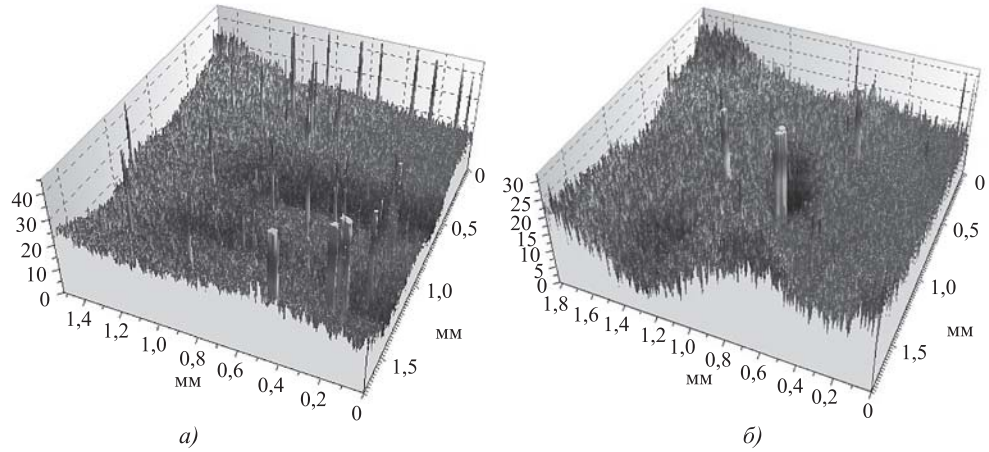
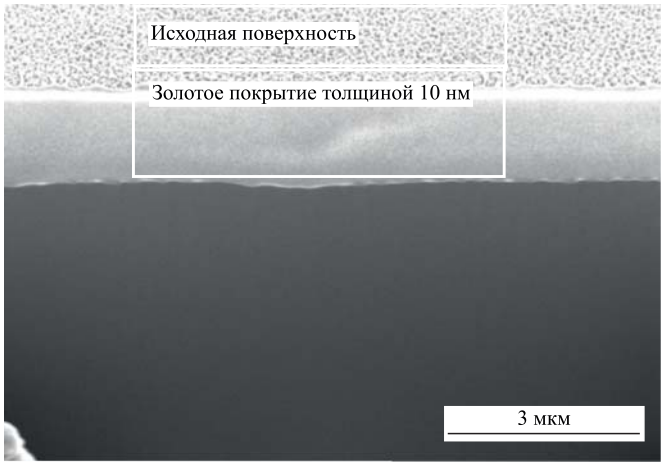
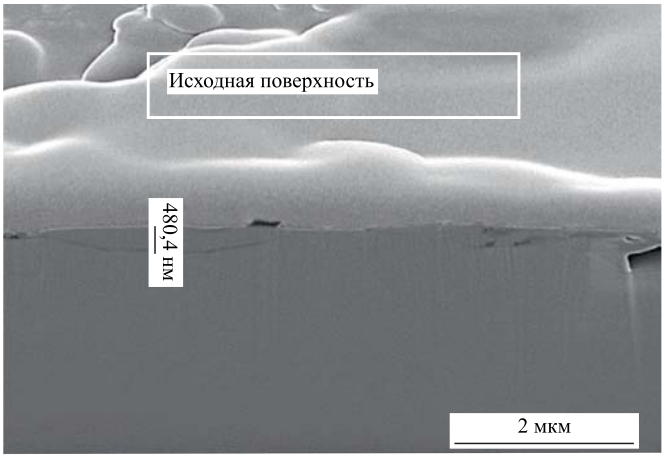


Рис. 7. Топограммы обработанных оптических поверхностей:
а — ситалла СО115М; *б* — кварцевого стекла КУ1



а)



б)

Рис. 8. Результаты контроля глубины поврежденного слоя образцов ситалла СО115М (масштаб 25 000:1):
а — поверхность образца при пластичном деформировании; *б* — поверхность образца при хрупком скалывании

режимах: глубина резания t = 1...2 мкм, частота вращения шлифовального круга n_1 = 1000 мин$^{-1}$, частота вращения шпинделя заготовки n_2 = 0,2 мин$^{-1}$, продольная подача заготовки S_{prod} = 0,0075 м/мин. Диаметр вращения заготовки составил 120 мм. Для шлифования использован алмазный круг со следующими характеристиками: форма 12А2 45°, размеры круга — диаметр 100 мм, высота — 21 мм, посадочный диаметр — 20 мм, ширина алмазоносного слоя — 6 мм, высота алмазоносного слоя — 3 мм, алмазный порошок марки АСМ зернистостью 3/2 мкм, концентрация 100 %, марка связки — Б1.

Измерения шероховатости обработанных поверхностей проведены на оптическом профилометре модели Talysurf CCL 660. На рис. 7 приведены топограммы обработанных оптических поверхностей. Параметры шероховатости обработанных поверхностей составили Ra = 9...11 нм, Rz = 44...65 нм.

Анализ результатов экспериментальных исследований показывает, что при алмазном шлифовании оптических материалов по рекомендованным режимам можно создать условия для пластичного характера взаимодействия алмазного зерна и материала в зоне резания, что в совокупности обеспечивает шероховатость обрабатываемой поверхности по параметру Ra < 10 нм. Кроме того, использование схемы шлифования с наклоном оси круга обеспечивает уменьшение глубины поврежденного слоя до 50 нм и менее. Минимальная глубина поврежденного слоя позволяет уменьшить величину рассеяния излучения, направленного на обработанную оптическую поверхность, эффективность, долговечность и добротность работы прибора в целом.

Глубина поврежденного слоя измерена методом ионно-лучевого травления. Использованы нанотехнологический комплекс HeliosNanolab и электронный микроскоп TescanMira 3 LM. Измерения проведены в МИРЭА. Процесс измерения глубины поврежденного слоя образца, обработанного алмазным шлифованием, включает несколько этапов: очищение образца в ультразвуковой ванне; ионно-лучевое травление образца с постепенной увеличивающейся глубиной; исследование поверхностной структуры образца [10, 11].

На рис. 8 приведены изображения поврежденного слоя для образца ситалла СО115М, обработанного на рекомендованных режимах алмазного шлифования. Травление поверхности проведено

под углом 30° к обработанной поверхности на глубину 4 мкм. На рис. 8, *б* видна трещина глубиной 480 нм, которая образовалась в поверхностном слое. На рис. 8, *а* визуально трещины не наблюдаются, а значит, глубина поврежденного слоя составляет не более нескольких десятков нанометров.

Полученные параметры качества обработанных поверхностей кристаллов KDP, ситалла и кварцевого стекла доказывают, что при обработке рассматриваемых материалов на сверхточных станках, можно значительно сократить трудоемкость операции полирования, а в ряде случаев исключить эту операцию из технологического процесса. Погрешность формы обработанной оптической поверхности обеспечивается кинематической точностью оборудования и составляет не более 0,3 мкм при габаритных размерах заготовки 180×180 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Saurav Goel, Xichun Luo, Paul Comley.** Brittle-ductile transition during diamond turning of single crystal silicon carbide // International Journal of Machine Tools and Manufacture. 2013. Vol. 65. № 2. P. 15—21.
2. **Blackley W.S., Sacttergood R.O.** Ductile-regime machining model for diamond turning of brittle materials // Precision Engineering. 1991. Vol. 13. № 2. P. 95—103.
3. **Liu K., Li X.P., Liang S.Y.** The mechanism of ductile chip formation in cutting of brittle materials // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2007. Vol. 33. Iss. 9—10. P. 875—884.
4. **Xianqun H., Chaoshui X.** Specific Energy as an Index to Identify the CriticalFailure Mode Transition Depth in Rock Cutting // Rock Mechanics and RockEngineering. 2015. Iss. 4. Vol. 49. P. 1461—1478.
5. **Masahiko Y., Sivanandam A., Matsumura T.** Critical depth of hard brittle materials on nano plastic forming // Journal of Advanced Mechanical Design Systems and Manufacturing. 2008. Vol. 2. № 1. P. 59—70.
6. **Ультрапрецизиционная** обработка хрупких оптических материалов/ Г.В. Боровский, М.А. Шавва, С.В. Грубый, А.Р. Маслов // Вестник машиностроения. 2015. № 91. С. 1—7.
7. **Patten J.A., Gao W.** Extreme negative rake angle technique for single point dia-mond nano-cutting of silicon // Precision Engineering. 2001. Vol. 25. Iss. 2. P. 165—167.
8. **Экспериментальное** определение границ хрупко-пластичного перехода при резании хрупких материалов / Е.М. Захаревич, В.В. Лапшин, М.А. Шавва, С.В. Грубый // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2016. № 7 (676). С. 64—71.
9. **Шавва М.А.** Методика расчета сил резания при алмазном шлифовании хрупких оптических материалов // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2017. № 2 (683). С. 61—69.
10. **3D mapping** of subsurface cracks in alumina using FIB/ B.J. Inkson et al. // Materials Research Society. 2001. Vol. 649. P. Q.7.7.1—Q.7.7.6.
11. **The effect** of eigenstrain induced by ion beam damage on the apparent strainrelief in FIB-DIC residual stress evaluation / E. Salvati et al. // Materials and Design. 2016. № 92. P. 649—658.

УДК 621.791.927.5

С.П. Сорокин, Г.В. Орлик, А.Г. Орлик, Н.В. Коберник, А.Л. Галиновский, Р.С. Михеев
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: koberniknv@bmstu.ru

Влияние защитного газа на структуру и свойства стойких против абразивного износа покрытий

Рассмотрено влияние состава защитного газа на структуру и износостойкость покрытий. Показано, что для обеспечения максимальной износостойкости необходимо ограничивать содержание углекислого газа в защитных смесях на базе аргона. Наибольшей износостойкостью обладают покрытия, выполненные с применением в качестве защитного газа 100 % Ar и 95 % Ar + 5 % CO_2.

Ключевые слова: *порошковые проволоки, наплавка, микроструктура, твердость, износостойкость, легирующий элемент, абразивный износ.*

The influence of the protective gas composition on the structure and wear resistance of coatings is considered. It is shown that to ensure maximum wear resistance, it is necessary to limit the content of carbon dioxide in protective mixtures based on argon. The coatings made with the use of 100 % Ar and 95 % Ar + 5 % CO_2 as shielding gas have the highest wear resistance.

Keywords: *flux-cored wires, surfacing, microstructure, hardness, wear resistance, alloying element, abrasive wear.*

Введение

Большая часть изделий, применяемых в различных отраслях промышленности, подвержены абразивному износу. Такие изделия изнашиваются вследствие контакта с абразивом, что требует совершенствования технологий их производства и восстановления. При этом ведущую роль играют

технологии наплавки и в особенности технологии дуговой наплавки. Основными технологиями при восстановлении таких деталей являются ручная дуговая наплавка покрытыми электродами и технологии наплавки порошковыми проволоками как газозащитными, так и самозащитными.

В настоящее время в России и за рубежом разработано огромное количество покрытых электродов и порошковых проволок, применяемых для получения износостойких покрытий при восстановлении и изготовлении деталей [1, 2]. В работе [3] была показана эффективность применения порошковых проволок со сложной схемой легирования для восстановления транспортирующих шнеков, работающих в условиях гидроабразивного износа. Применение таких проволок позволяет получить следующий химический состав наплавленного металла, %: < 5 % C; < 2,0 Si; < 0,5 Mn; < 20 Cr; < 10,0 Mo; < 10,0 Nb; < 10,0 W; < 5,0 B; остальное Fe. При этом в структуре наплавленного металла формируются интерметаллидные и карбидные фазы, обеспечивающие повышенную износостойкость.

Однако повышение эксплуатационных характеристик в данном случае обеспечивается применением дорогостоящих компонентов (Cr, Mo, Nb, W и B), что существенно повышает затраты на сварочные материалы. Кроме того, перечисленные элементы являются химически активными и могут интенсивно окисляться. Производители порошковых проволок подобного состава рекомендуют использовать в качестве защитных газов смеси на основе аргона с добавлением углекислого газа, при этом, как правило, рекомендуют ограничивать количество последнего до 2,5...5,0 %, однако допускают применение более привычных сварочных смесей с содержанием углекислого газа до 18...20 %. При этом не раскрывается, каким образом увеличение активного газа в составе защитной смеси повлияет на эксплуатационные характеристики покрытия в целом.

Цель работы — выявить влияние состава смеси защитного газа на структуру и эксплуатационные характеристики наплавленных покрытий, стойких к абразивному износу.

Методика проведения исследований

Для проведения исследований изготовляли образцы, представляющие собой стальную пластину (Ст3сп по ГОСТ 380) толщиной 10 мм. Наплавку выполняли с применением порошковой проволоки марки EnDOtec DO*390N, обеспечивающей схему легирования наплавленного металла Fe—C—Si—Mn—Cr—Mo—Nb—W—B, на рекомендованных производителем режимах (I = 240 А, U = 30 В, v = 21 м/ч).

Для исследования влияния состава защитного газа на структуру и свойства наплавленного металла применяли смеси на базе аргона (газообразный, высший сорт по ГОСТ 10157) с разным количеством углекислого газа (ГОСТ 8050), а именно 0 % (чистый аргон), 2, 5, 10, 20 и 25 %. Смесь получали с помощью смесителя BM-2MWITT.

После наплавки проводили анализ макроструктуры (с определением основных геометрических параметров наплавленного валика), микроструктуры, а также измерение твердости наплавленного металла и испытания на износостойкость.

Структуру наплавленных покрытий исследовали на оптическом микроскопе (вертикальный металлографический микроскоп МИМ-7, оснащенный цифровой камерой Levenhuk) с использованием программы ToupView для анализа изображений. Для количественного анализа микроструктуры на полученных фотоизображениях оценивали ширину (γ, мкм) игловидной карбидной фазы и ее концентрацию. Также определяли размеры мелкодисперсных включений, интерпретированных как ниобийсодержащие элементы.

После наплавки проводили измерения твердости (HRC) наплавленных валиков на стационарном твердомере ТК-2М вдавливанием конуса при нагрузке 1500 Н. Схема измерения твердости и зоны анализа структуры показаны на рис. 1.

Стойкость покрытия против гидроабразивного износа изучали, обеспечивая одинаковые условия абразивного разрушения на установке Kärcher. Режим испытаний: испытательная среда — вода; давление воды — 14 МПа; расход воды — 10 л/мин; масса абразива, проходящего через распылительную головку — 15 кг; размер абразивных частиц — 0,6...1,2 мм; твердость абразивных частиц — 6 по шкале Мосса; время испытаний — 10 мин; в качестве абразива использовали речной песок (ГОСТ 8736—93).

Износостойкость образцов оценивали по скорости изнашивания ($v_и$, г/ч), которую определяли как отношение значения потери массы (Δm) к интервалу времени Δt, за который он был наработан [4]. Потерю массы находили при взвешивании образцов с точностью $\pm 0{,}5 \cdot 10^{-3}$ г. Контроль за состо-

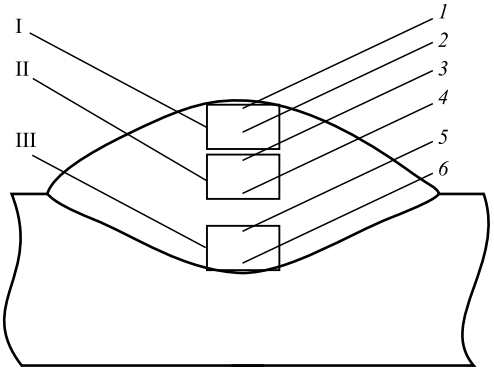


Рис. 1. Схема измерения твердости (точки *1—6*) и зоны анализа структуры (I, II, III)

янием образцов и взвешивание проводили через каждые 5 мин. После испытаний перед взвешиванием образцы промывали в воде.

Результаты исследований и их обсуждение

Во всем диапазоне исследованных режимов были получены образцы с качественным формированием валика, дефекты в наплавленном металле не обнаружены. Изменение количества углекислого газа ведет к изменению геометрических параметров наплавленного валика, а также к изменению его формы (рис. 2). Увеличение количества углекислого газа выше 5 % в составе защитной смеси приводит к увеличению глубины проплавления более чем на 40 %. При этом добавление 2 и 5 % CO_2 не увеличивает глубину проплавления. Ширина наплавленного валика уменьшается при увеличении содержания углекислого газа. Анализ площади наплавленного металла показывает увеличение этого показателя при применении защитных газов, в состав которых введено 2 и 5 % CO_2, при этом дальнейшее повышение количества углекислого газа приводит к снижению площади наплавленного металла до значений, полученных при использовании чистого аргона. Скорость подачи порошковой проволоки во всех случаях была идентичной.

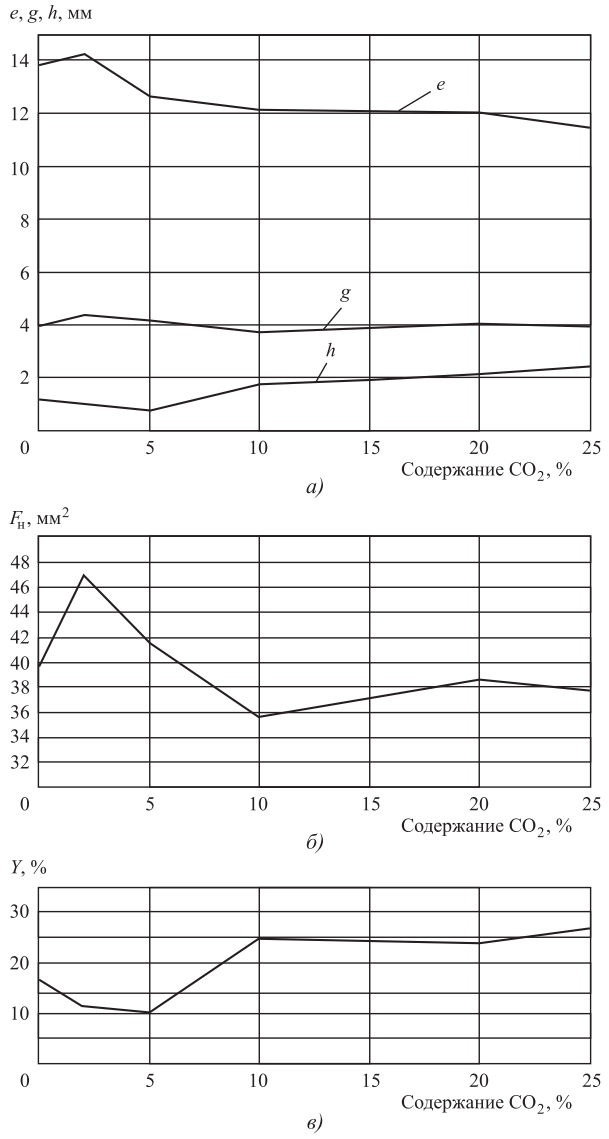


Рис. 2. Влияние содержания углекислого газа в составе смеси защитного газа на геометрические параметры наплавленного валика (*а*), площади наплавленного металла (*б*) и доли участия основного металла (*в*):
e, *g* — соответственно ширина и высота наплавленного валика; *h* — глубина проплавления

Исходя из приведенного выше, добавление небольшого количества углекислого газа (до 5 %) в смесь на базе аргона снижает разбрызгивание электродного металла, тогда как дальнейшее увеличение количества CO_2 нивелирует этот эффект. Такое влияние углекислого газа на геометрические параметры наплавленного металла приводит к изменению доли основного металла (рис. 2, *в*). При использовании смеси защитных газов на базе аргона с содержанием углекислого газа до 5 % доля участия основного металла снижается (до 10 % для 5 % CO_2), при увеличении количества углекислого газа выше 5 % доля участия основного металла увеличивается до 26 % для 25 % CO_2.

Таким образом, содержание углекислого газа в составе защитной смеси оказывает влияние как на глубину проплавления, так и на долю участия основного металла, а значит, может происходить не только окисление легирующих элементов активным газом, но и разбавление наплавленного металла основным.

Микроструктура наплавленного металла представляет собой матрицу с твердыми карбидными и интерметаллидными включениями (рис. 3).

Карбидные включения представляют собой иглообразную фазу карбида хрома [4]. Состав защитного газа оказывает существенное влияние на размер и концентрацию карбидной фазы (рис. 4). С введением в состав защитного газа небольшого количества CO_2 (до 5 %) наблюдается увеличение ширины и концентрации карбидной фазы, при дальнейшем повышении количества углекислого газа ширина карбидной фазы уменьшается. Максимальная ширина карбидной фазы составляет 5 мкм и наблюдается в верхней части наплавленного валика (см. рис. 1, зона I) при использовании смеси, в состав которой введено 2 % CO_2. Концентрация карбидной фазы максимальна также в верхней части наплавленного валика и составляет около 8 %, при использовании смеси, в состав которой введено 5 % CO_2. Кроме того, размер и концентрация карбидной фазы в наплавленном металле снижаются по мере приближения к линии сплавления.

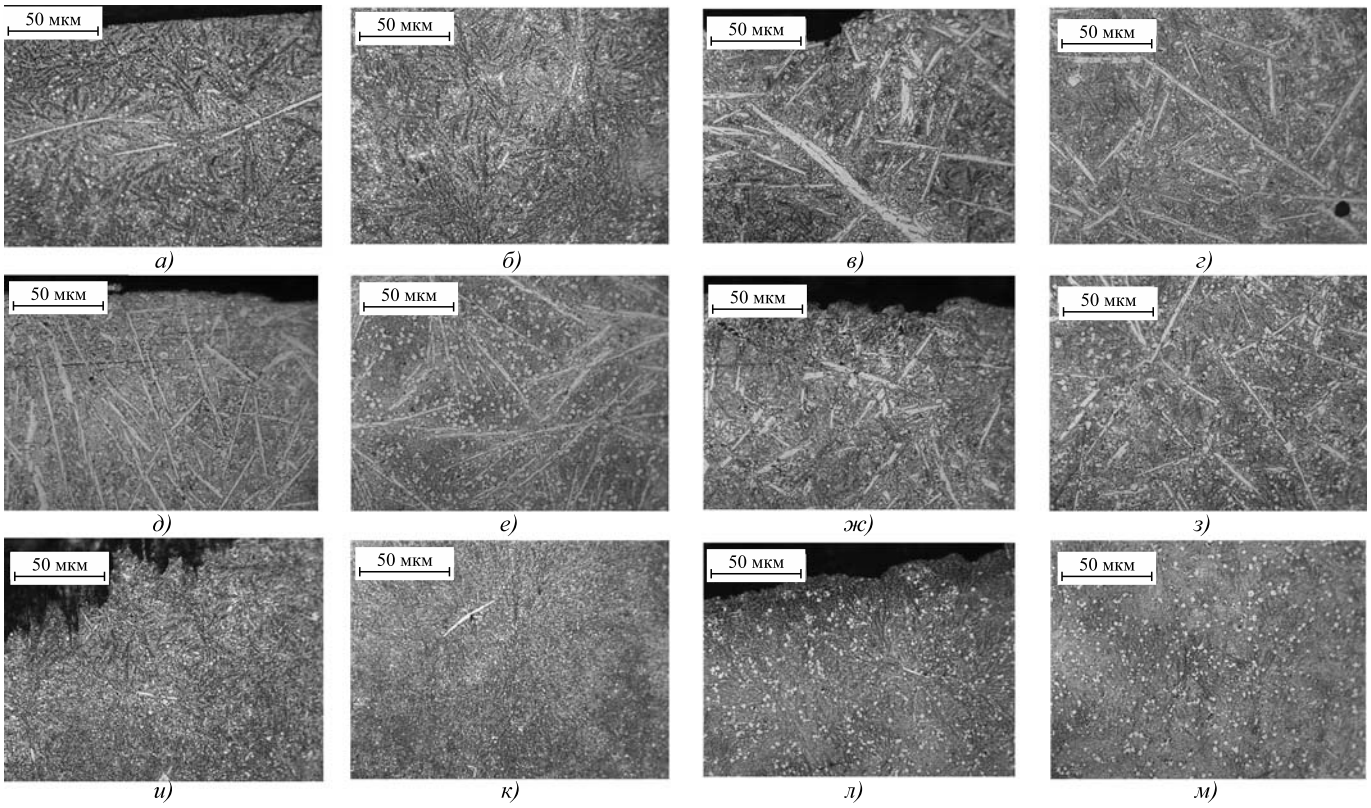


Рис. 3. Микроструктуры наплавленного металла (×240):
а, *б* — 100 % Ar; *в*, *г* — 98 % Ar + 2 % CO_2; *д*, *е* — 95 % Ar + 5 % CO_2; *ж*, *з* — 90 % Ar + 10 % CO_2; *и*, *к* — 80 % Ar + + 20 % CO_2; *л*, *м* — 75 % Ar + 25 % CO_2; *а*, *в*, *д*, *ж*, *и*, *л* — зона I; *б*, *г*, *е*, *з*, *к*, *м* — зона II (см. рис. 1)

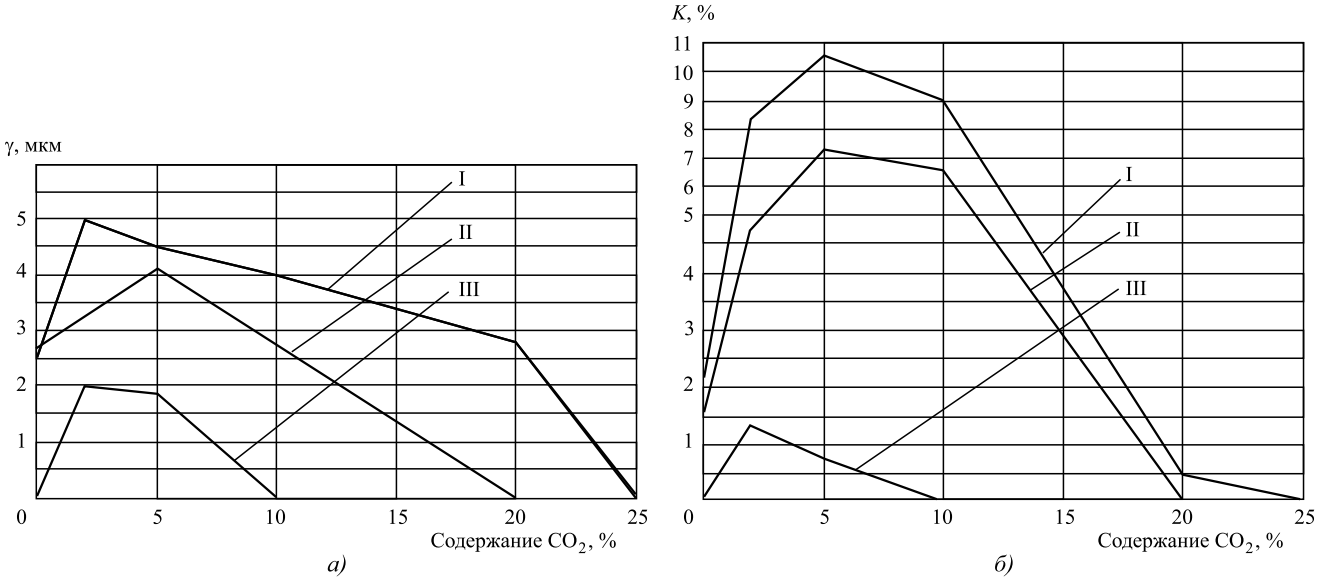


Рис. 4. Ширина иглообразной карбидной фазы (*а*) и ее концентрация (*б*) в зависимости от состава защитного газа в различных зонах наплавленного валика (I, II, III — зоны наплавленного валика в соответствии с рис. 1)

Уменьшение количества карбидной фазы коррелируется с ростом участия основного металла. Так, максимальная доля участия основного металла наблюдается при использовании смеси газа 75 % Ar + + 25 % CO_2, при этом карбидная фаза полностью отсутствует в наплавленном металле. Таким образом, увеличение содержания CO_2 в составе защитного газа прежде всего приводит к разбавлению наплавленного металла основным, что приводит к снижению количества легирующих элементов.

Следует отметить наличие в структуре наплавленного металла дисперсной интерметаллидной

фазы, размер которой составляет 3...7 мкм. При этом размер и концентрация интерметаллидной фазы незначительно зависят от состава защитного газа, наблюдается только тенденция к снижению этих параметров с ростом содержания CO_2.

Твердость наплавленного металла равномерна по всему сечению и практически не зависит от состава защитного газа. Среднее значение твердости наплавленного металла составило 67,6 HRC (при разбросе от 64,5 до 70 HRC).

Анализ результатов, полученных при испытании наплавленного металла на гидроабразивный износ, показал, что с увеличением содержания CO_2 в составе защитного газа наблюдается снижение износостойкости (рис. 5).

Скорость изнашивания наплавленного металла, полученного с применением в качестве защитного газа аргона, составила 2,46 и 2,48 г/ч при времени испытания 5 и 10 мин соответственно, т.е. по мере заглубления в наплавленный металл износостойкость покрытия существенно не изменяется. Такие результаты являются следствием равномерности размера и концентрации карбидной фазы по глубине наплавленного металла (см. рис. 4), что свидетельствует о преобладающей роли карбидной фазы при рассмотрении износостойкости наплавленных покрытий такого рода.

Покрытия, полученные с добавлением CO_2 в защитный газ, по сравнению с покрытием, полученным с применением в качестве защитного газа аргона, показывают увеличение скорости изнашивания за первые 5 мин на 10...14 % при использовании защитных смесей с добавлением углекислого газа до 10 % и на 27...28 % при использовании защитных смесей с добавлением углекислого газа до 20 и 25 %. Наибольшей износостойкостью по результатам 10-минутного испытания на износостойкость обладают покрытия, полученные с применением защитного газа состава 100 % Ar и 95 % Ar + 5 % CO_2, при этом скорость изнашивания этих покрытий одинакова.

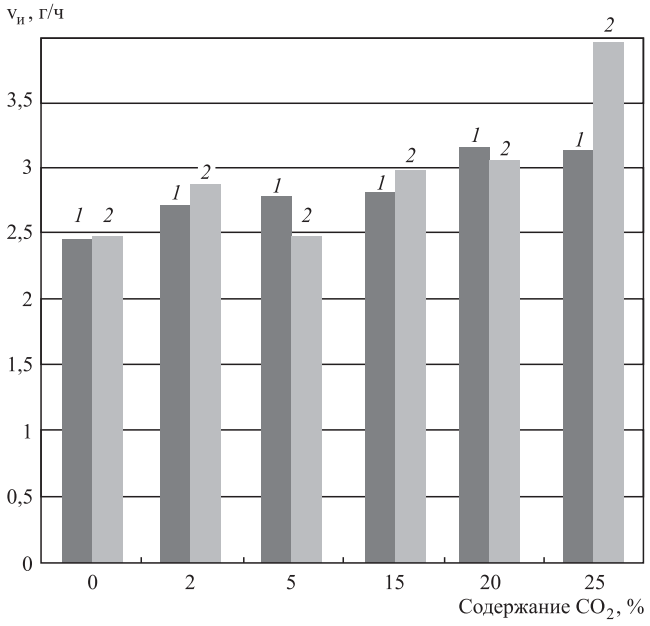


Рис. 5. Скорость изнашивания наплавленного металла: *1* — 5 мин воздействия; *2* — 10 мин воздействия

Таким образом, добавление CO_2 в защитный газ в количестве 5 % приводит к снижению доли участия основного металла и тем самым способствует формированию структуры с оптимальным соотношением концентрации и размера карбидной фазы. Увеличение содержания углекислого газа в защитной смеси приводит к окислению легирующих элементов и увеличению доли участия основного металла, что приводит к снижению как концентрации, так и размера карбидной фазы, что в свою очередь приводит к росту скорости изнашивания. Применение смеси 98 % Ar + 2 % CO_2 снижает износостойкость, по-видимому, в связи с окислением легирующих элементов и недостаточным уменьшением доли основного металла, не позволяющее скомпенсировать выгорание легирующих элементов. Эти факторы способствуют формированию карбидной фазы с недостаточным сочетанием ее размера и концентрации.

Таким образом, максимальной износостойкостью обладают покрытия, выполненные с применением в качестве защитного газа 100 % Ar, добавление углекислого газа ведет к снижению износостойкости. По всей видимости, из-за наличия активного газа хром выгорает и формируются карбиды, обедненные хромом и имеющие меньшую твердость. Так, согласно данным [6], карбид $Cr_{23}C_6$ обладает твердостью > 9 по шкале Мооса, а карбид $Cr_{23}C_6$ — 7.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Наплавка** порошковыми проволоками систем C—Si—Mn—Mo—V—B и C—Si—Mn—Cr—Mo—V деталей горнорудного оборудования / А.И. Гусев, Н.В. Кибко, М.В. Попова и др. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 4. С. 318—323.

2. **Войнов Б.А.** Износостойкие сплавы и покрытия. М.: Машиностроение, 1980. 120 с.

3. **Формирование** композиционных покрытий при дуговой наплавке с использованием гибкого шнурового материала / Н.В. Коберник, Р.С. Михеев, Г.В. Орлик и др. // Сварка и диагностика. 2014. № 5. С. 23—27.

4. **Чичинадзе А.В.** Основы трибологии. М.: Машиностроение, 2001. 664 с.

5. **Орлик А.Г.** Разработка технологии механизированной дуговой наплавки покрытия с заданным комплексом свойств, стойкого к гидроабразивному износу: дис. ... канд. техн. наук. М., 2012. 133 с.

6. **Самсонов Г.В., Виницкий И.М.** Тугоплавкие соединения: справочник. 2-е изд. М.: Металлургия, 1976. 560 с.

УДК 621.787.4

[1]С.А. Евсюков, [2]С.М. Небогов, [1]А.И. Алимов
([1]Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,
[2]ПАО "Челябинский трубопрокатный завод", г. Москва)
E-mail: MT6EVS@yandex.ru

Ультразвуковое упрочнение резьбы насосно-компрессорных труб*

Разработана технология ультразвукового упрочнения трубной резьбы. Проведены металлографические исследования и исследования микротвердости наружной поверхности профиля резьбы, опытно-промысловые испытания подвесных патрубков насосно-компрессорных труб с упрочненной резьбой.

Ключевые слова: *насосно-компрессорные трубы, упрочнение трубной резьбы, ультразвуковые колебания, микротвердость, модифицированный слой, стойкость резьбового соединения.*

The ultrasonic hardening technology of pipe thread is developed. Metallographic researches and researches of microhardness of external surface of thread profile, trial tests of suspended branch pipes of pump-compressor strengthened thread pipes are carried out.

Keywords: *tubing pipes, pipe thread hardening, ultrasonic vibrations, microhardness, modified layer, resistance of threaded connection.*

Актуальность упрочнения резьбы насосно-компрессорных труб

В настоящее время глубина скважин для добычи нефти увеличивается, соответственно, увеличивается длина подвеса насосно-компрессорных труб (НКТ) в скважине. Поэтому наряду с развитием технологий добычи постоянно повышаются требования и к насосно-компрессорным трубам. Одной из наиболее острых проблем эксплуатации скважин является повышение стойкости резьбовых соединений НКТ. В процессе эксплуатации преимущественно при выполнении спуско-подъемных операций на резьбовое соединение действуют значительные механические нагрузки, кавитационные, абразивные, эрозионные факторы, в результате чего нарушается герметичность резьбового соединения, уменьшается толщина стенки трубы, и, как следствие, происходит преждевременный вывод лифтовой колонны НКТ из эксплуатации, что сопровождается значительными временными и финансовыми потерями.

Решение проблемы износостойкости резьбового соединения может быть достигнуто за счет упрочнения посредством поверхностно-пластического деформирования профиля резьбы с одновременным наложением ультразвуковых колебаний (УЗК) радиального типа. Ультразвуковое воздействие позволяет повысить качественные характеристики поверхностного слоя за счет изменения микроструктуры и микротвердости, а следовательно, увеличить ресурс работы резьбовых соединений НКТ.

Экспериментальная ультразвуковая установка поверхностно-пластического упрочнения трубной резьбы

На основании ранее проведенных теоретических исследований [1—3] была спроектирована и изготовлена экспериментальная установка для поверхностно-пластического деформирования профиля трубной конической резьбы с наложением ультразвуковых колебаний (рис. 1). Установка для ультразвукового упрочнения трубной резьбы со-

* Работа выполнена в рамках ФЦП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса на 2014—2020 гг." при государственной поддержке Минобрнауки по Соглашению № 14.576.21.0030 от 30.06.2014 г. Уникальный идентификатор проекта RFMEFI 57614X0030.

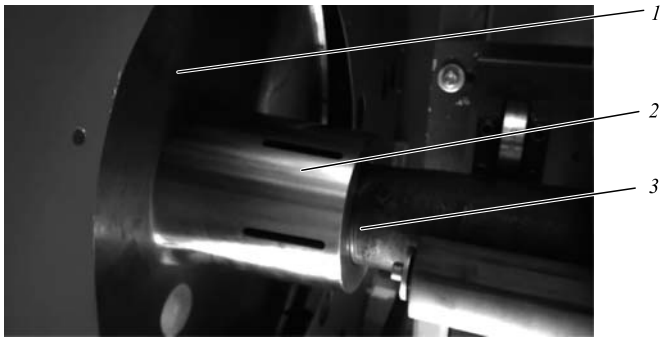


Рис. 1. Установка поверхностно-пластической коррекции резьбового профиля с использованием ультразвука

стоит из шести пьезоэлектрических преобразователей (на рисунке не показаны), смонтированных на дисковом волноводе *1*. Рабочий инструмент *2*, имеющий резьбовой профиль, запрессован в дисковый волновод *1*. Труба с резьбой (заготовка *3*) установлена в механизме зажима и вращения [4—6]. Заготовка *3* ввинчивается в рабочий инструмент одновременно с наложением ультразвуковых колебаний, при этом происходит коррекция резьбового профиля и его поверхностно-пластическое деформирование. В результате твердость поверхности профиля резьбы повышается, что способствует увеличению срока службы НКТ.

Металлографические исследования экспериментальных образцов с упрочненной поверхностью

Экспериментальные исследования проводили на патрубках НКТ группы прочности Д с треугольной конической резьбой по ГОСТ 633—80 в лаборатории МГТУ им. Н.Э. Баумана. После обработки на ультразвуковой установке выполняли металлографические исследования образцов с замером микротвердости и опытно-промысловые испытания на спуско-подъемные операции в нефтяной компании.

Для оценки равномерности и степени упрочнения поверхностного слоя проводили металлографические исследования, включавшие в себя определение толщины и микротвердости поверхностного слоя для трех характерных зон: у основания, при вершине и на боковой стороне зубьев резьбы. Замер микротвердости резьбы осуществляется выборочно, поскольку метод контроля разрушающий. Выбирали образец, отрезали участок трубы с упрочненной резьбой, из которого вырезали элемент резьбы так, чтобы в шлиф попадало 4—5 зубьев (рис. 2).

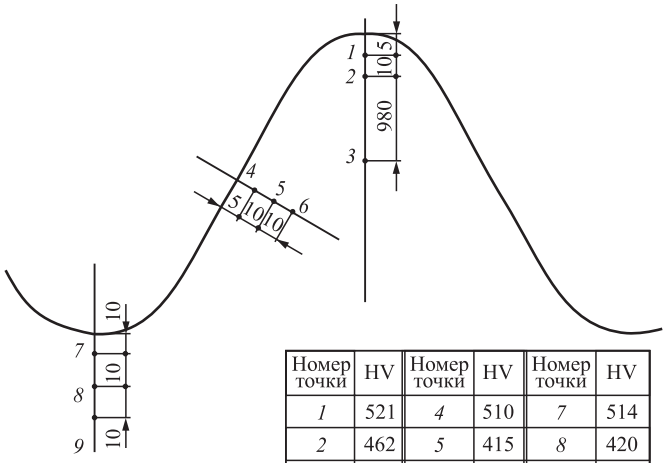
Дальнейшее шлифование и полирование, необходимое для изучения истинной структуры материала, проводили в несколько этапов: 1) шлифование на шлифовальной бумаге с зернистостью от Р120 до Р1200 с использованием воды в качестве смачивающей жидкости; 2) шлифование и полирование на тканевых подложках с использованием алмазных суспензий на водной основе с размером абразивных частиц от 9 до 1 мкм и с добавлением лубриканта на водной основе; 3) финальное полирование на тканевых подложках с использованием суспензий на основе оксида алюминия или оксида кремния с размером абразивных частиц 0,06...0,02 мкм.

Рис. 2. Образцы для замеров микротвердости

Участок резьбового соединения с металлографическим шлифом представлен на рис. 3. Измерение микротвердости поверхностного слоя проводили с использованием микротвердомерной приставки МНТ-10, установленной на оптический микроскоп Axiovert 25CA, по методу Виккерса при нагрузке 0,01 кгс (0,0981 Н). Схемы замеров микротвердости в различных местах упрочненной резьбы с результатами измерений представлены на рис. 4: вершина зуба (точки *1*, *2*, *3*); боковая сторона зуба (точки *4*, *5*, *6*); основание зуба (точки *7*, *8*, *9*).

В результате проведенных исследований было установлено, что толщина модифицированного

Рис. 3. Металлографический шлиф участка резьбы



Номер точки	HV	Номер точки	HV	Номер точки	HV
1	521	*4*	510	*7*	514
2	462	*5*	415	*8*	420
3	325	*6*	320	*9*	332

Рис. 4. Схемы замеров микротвердости в различных местах упрочненной резьбы с результатами измерений

слоя не превышает 70 мкм. С увеличением глубины микротвердость снижается и плавно переходит в начальную. Это позволяет избежать хрупкого излома резьбового участка при эксплуатации резьбы, особенно при свинчивании-развинчивании резьбового соединения. При этом основное изменение микротвердости происходит в приповерхностном слое толщиной до 20 мкм. Проведенные в данном слое дополнительные измерения показали, что на экспериментальном образце микротвердость в различных областях резьбы изменяется незначительно: от 340 HV у вершины зубьев до 350 HV у основания. Сравнение с микротвердостью сердцевины показало, что упрочнение позволило повысить микротвердость поверхности в 1,5...1,6 раза на профиле резьбы экспериментального образца.

Проведение опытно-промысловых испытаний экспериментальных образцов

Для проведения опытно-промысловых испытаний (ОПИ) были изготовлены подвесные патрубки НКТ в ООО "Римера-Сервис", которые подвергали ультразвуковой обработке по разработанной технологии поверхностно-пластического деформирования. Испытания проводили на трех скважинах Суторминского месторождения. Патрубки устанавливали на запорной арматуре малогабаритного превентора со средней длиной подвеса около 2300 м. Число спуско-подъемных операций (СПО) в сутки составляло 4...8 с замером натяга по резьбовому калибру-кольцу (рис. 5). Результаты ОПИ в течение 8 суток сведены в таблицу.

Как следует из таблицы, после 40 СПО значение натяга соответствовало значениям 2,0; 1,65 и 2,0 мм. При этом поле допуска по натягу согласно ГОСТ 633—80 составляет (2,5 ± 2,5) мм. Таким образом, патрубки еще имели достаточный запас по износу резьбы. Неупрочненная резьба выдерживает только 6...8 спуско-подъемных операций.

Рис. 5. Замер натяга по резьбовому калибру-кольцу

Результаты ОПИ подвесных патрубков НКТ

Номер патрубка	Фактические значения натяга, мм, по истечении, сут.								Число СПО
	1	2	3	4	5	6	7	8	
1	3,85	3,80	3,60	3,39	3,10	2,85	2,34	2,00	42
2	3,80	3,72	3,60	3,34	3,00	2,63	2,15	1,65	45
3	3,75	3,66	3,52	3,38	3,15	2,87	2,31	2,00	40

Выводы

В результате упрочнения посредством поверхностно-пластического деформирования профиля резьбы насосно-компрессорных труб с одновременным наложением ультразвуковых колебаний радиального типа микротвердость поверхностного слоя, по сравнению с микротвердостью сердцевины, увеличивается приблизительно в 1,5...1,6 раза.

Высокая микротвердость поверхностного слоя и относительно низкая твердость тела трубы позволяют избежать хрупкого излома резьбового участка при эксплуатации резьбы, особенно при капитальном ремонте скважин. Как следствие, число спуско-подъемных операций увеличивается минимум в 5 раз (с 6...8 до 40).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Евсюков С.А., Небогов С.М., Пунин В.И., Федотов И.Л.** Теоретические исследования поверхностно-пластической деформации резьбы с наложением ультразвуковых колебаний // Вестник машиностроения. 2016. № 5. С. 11—17.

2. **Исследование** дискового концентратора установки для обработки резьбы поверхностным пластическим деформированием с использованием ультразвука / В.В. Колесников, С.М. Небогов, В.И. Пунин и др. // Вестник машиностроения. 2016. № 4. С. 53—56.

3. **Evsyukov S., Nebogov S., Fedotov I.** Pipe thread wear-resistant ultrasonic hardening unit: Vibroengineering PROCEDIA. October 2016, Vol. 8, Kaunas, Lithuania.

4. **Пат. 2562850 РФ, МПК B23P6/00.** Способ формообразования и упрочнения резьбы деталей типа нефтепромысловых труб и муфт к ним и установка для его осуществления / А.Л. Войдер, С.А. Евсюков, В.А. Моргунов и др. Заявл. 16.04.2014; опубл. 10.09.2015.

5. **Пат. 2575515 РФ, МПК B23P6/00.** Инструмент для ультразвуковой обработки конической резьбы деталей / С.П. Исаков, С.А. Евсюков, С.М. Небогов и др. Заявл. 26.12.2014; опубл. 20.02.2016.

6. **Пат. 2644837 РФ, МПК B21D51/10.** Способ получения конической резьбы на трубах методом пластического деформирования / С.А. Евсюков, С.М. Небогов, В.И. Пунин и др. Заявл. 30.11.2015; опубл. 14.02.2018.

УДК 621.7

В.Ю. Лавриненко
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),
Ю.А. Лавриненко
(ГНЦ РФ ФГУП "НАМИ", г. Москва)
E-mail: vlavrinenko@bmstu.ru

Разработка математической модели упрочнения высоконагруженных пружин сжатия дробеметной обработкой

Приведена разработанная математическая модель упрочнения высоконагруженных пружин сжатия с учетом остаточных касательных напряжений после термоосадки и внедренной пластической деформации, позволяющая определить напряженно-деформированное состояние пружины после дробеметной обработки.

Ключевые слова: *высоконагруженные пружины сжатия, дробеметная обработка, математическая модель.*

Developed mathematical model of high loaded compression springs hardening with residual shear stress after hot upsetting and indented plastic deformation is allow to obtain stress and strain condition after shot blasting treatment is presented.

Keywords: *high loaded compression springs, shot blasting, mathematical model.*

В настоящее время широкое применение в различных отраслях машиностроения (автомобиле-, тракторо-, судо-, авиастроении и др.) имеют высоконагруженные пружины сжатия. Технология изготовления высоконагруженных пружин сжатия включает навивку, горячую осадку (термоосадку), холодную трехкратную осадку, а также дробеметную обработку (дробеметный наклеп),

которая является одной из последних операций технологического процесса, повышающего динамическую прочность пружин [1, 2].

Из всех методов упрочнения пружин, применяемых в производстве, наиболее распространен дробеметный наклеп. Это объясняется высокой эффективностью упрочняющего воздействия и производительностью процесса, а также сложностью геометрии и профиля пружин, затрудняющих применение других методов поверхностного упрочнения, за исключением гидроабразивной обработки. Дробеметную обработку проводят на механических дробеметных машинах стальной или чугунной дробью, что является более экономичным способом по сравнению с гидро- и пневмообработкой, так как создается более широкий и однородный по плотности поток дроби. При дробеметной обработке на поверхности витков пружины создаются двухсторонние остаточные напряжения сжатия, препятствующие раскрытию усталостных трещин и повышающих предел выносливости на 40...80 % [1].

Дробеметная обработка значительно повышает сопротивление усталости пружин, но снижает стойкость к релаксации нагрузки. После осадки наибольшие отрицательные остаточные касательные напряжения образуются на наружных волокнах сечения. Именно эти волокна подвергаются обработке дробью и в поверхностном слое образуются остаточные, двусторонние напряжения сжатия, а остаточные касательные напряжения почти исчезают. Чем прочнее обрабатываемый материал, тем меньше глубина проникновения напряжений. Например, на "сырых" сталях без термической обработки глубина наклепа $\delta_н$ может быть до 0,8 мм, а остаточные напряжения $\sigma_1 \approx \sigma_2 \approx 400...450$ МПа. С увеличением прочности и твердости обрабатываемого материала глубина наклепа уменьшается до 0,2 мм, а напряжения сжатия у поверхности повышаются до 700...1000 МПа [3]. С повышением диаметра дроби и ее скорости при ударе также увеличиваются параметры наклепа, т.е. глубина наклепа и остаточные напряжения (рис. 1).

Чем больше глубина наклепа, тем больше "исчезают" поверхностные остаточные касательные напряжения $\tau_{ост}$. При сжатии такой пружины (после дробеметного упрочнения) условие текучести в поверхностных слоях наступает при значительно меньших касательных напряжениях, и наклепанный слой в меньшей степени воспринимает нагрузку кручения. Происходит перераспределение напряжений, и касательные напряжения следующего за наклепанным слоя увеличиваются. Нагрузка пружины до появления остаточных деформаций уменьшается.

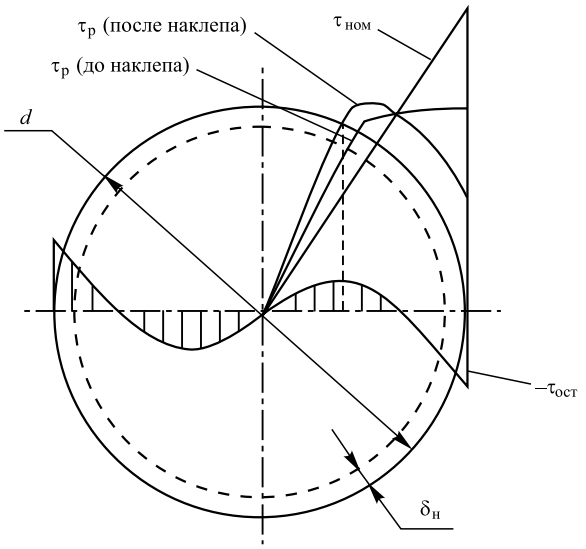


Рис. 1. Эпюры напряжений после дробеметной обработки пружин

Таким образом, дробеметный наклеп как упрочняющая операция частично снимает эффект от первой упрочняющей операции — термоосадки. Кроме того, при повышенных режимах дробеметной обработки пружины не выдерживают испытания на крип.

В работе проведен расчет напряженно-деформированного состояния пружины с учетом остаточных касательных напряжений после термоосадки и внедренной пластической деформации, определенной по испытаниям контрольной пластинки, которая была подвергнута дробеметной обработке вместе с партией пружин. При этом были приняты допущения, что поверхность витка обрабатывается равномерно со всех сторон и поле пластической деформации в пружине такое же, как и в контрольной пластинке [4].

Контрольная пластинка, закрепленная на жестком основании, подвергнутая дробеметной обработке, после освобождения от связей изгибается. Радиус кривизны зависит от полученной пластической деформации, распределенной по глубине нагартованного слоя по некоторому закону. Если снять некоторый слой металла (например, травлением в кислоте), то радиус кривизны увеличится, так как часть пластической деформации удалена вместе с материалом. Серия таких операций позволила построить зависимость $\rho(t)$ (ρ — радиус кривизны, t — толщина пластинки) (рис. 2) [5, 6].

Рассмотрим кинематическое нагружение путем введения в радиальном направлении "клина" пластической деформации, форма и размеры которого известны. При пошаговом расчете кинетики деформирования "клин" пластической дефор-

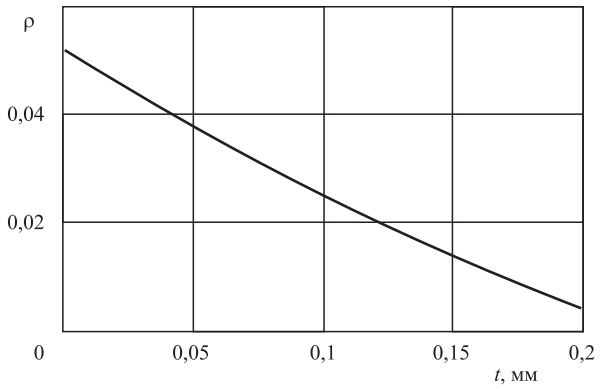


Рис. 2. Распределение пластических деформаций от дробеметного наклепа по глубине контрольной пластинки (по сечению витка пружины)

мации разбивали по длине на участки, ширина которых равна принятому шагу разбиения по радиусу пружины Δr. На каждом шаге величина пластической деформации считается постоянной $p_k(\Delta k)$ (где k — номер очередного шага). Так как возникающие при таком нагружении напряжения (осевые σ_z, окружные σ_φ и радиальные σ_r) ортогональны по отношению к остаточным касательным напряжениям $\tau_{z\varphi}$, расчет проводили по теории течения Прагера—Ишлинского, согласно которой полное напряжение σ разделяют на активное a и дополнительное p:

$$\sigma = a + p, \tag{1}$$

условие течения $a = \sigma_т$, при этом дополнительное напряжение изменяется пропорционально полученной пластической деформации

$$\rho = E'p, \tag{2}$$

где E' — модуль упрочнения материала.

Процесс расчета иллюстрирует схема на рис. 3, *а*. Пусть в некоторой расчетной точке имеется остаточная деформация сдвига $\gamma_{ост} = \tau_{ост}G$. Она возникла в результате пластического деформирования в направлении оси τ.

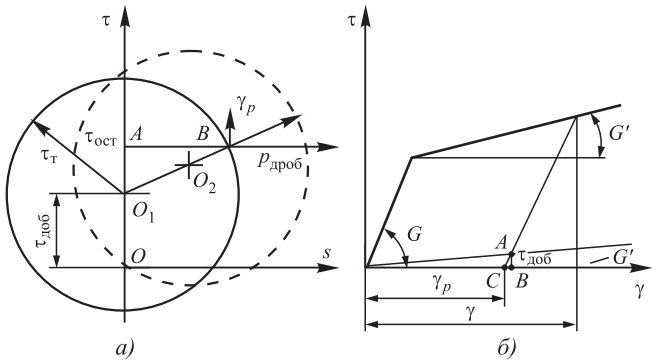


Рис. 3. К расчету напряженно-деформированного состояния при дробеметной обработке по теории течения

Поверхность текучести (сплошная линия) сместилась в направлении τ и ее центр находится в точке O_1. Остаточное напряжение $\tau_{ост}$ характеризуется точкой A. При дробеметной обработке создается деформация в направлении оси s (вектор, проведенный из точки A). Его длина соответствует полной деформации ε при дробеметной обработке, часть вектора, расположенная вне поверхности текучести, представляет пластическую деформацию от дробеметной обработки $p_{дроб}$, которая известна. Поверхность текучести при этом смещается в направлении нормали в точку B, т.е. по радиусу, проведенному из центра O_2 через точку B. Таким образом, нетрудно определить весь вектор p и другую составляющую γ_p — прирост пластической деформации сдвига. Заметим, что в данной схеме направление прироста γ_p совпадает по направлению с вектором $\gamma_{ост}$. Если точка A будет ниже O_1, то направление γ_p будет обратным, что означает уменьшение остаточных деформаций и, следовательно, напряжений $\tau_{ост}$. Такое состояние, как будет показано в расчете, имеет место на периферии поперечного сечения.

Добавочное напряжение $\tau_{доб}$, отвечающее за анизотропное упрочнение, можно определить по схеме на рис. 3, *б*, рассмотрев треугольник ABC:

$$\tau_{доб} = G'\gamma, \tag{3}$$

$$\tau_{доб} = (\gamma - \gamma_p)G, \tag{4}$$

откуда

$$\tau_{доб} = \gamma_p \frac{GG'}{G - G'}, \tag{5}$$

где G, G' — модули сдвига и упрочнения соответственно; γ, γ_p — полная и пластическая деформация сдвига соответственно.

Девиаторы напряжений $\tau_{z\varphi}$, $S_z/\sqrt{2}$, $S_\varphi/\sqrt{2}$, $S_r/\sqrt{2}$, в которых индексы z, r, φ показывают направления: осевое, окружное и радиальное соответственно. В этом пространстве поверхность текучести является сферой радиуса $\tau_т$.

На каждом шаге нагружения (внедрение пластического "клина") происходит изменение приростов пластических деформаций dp_z, dp_φ, dp_r, $dp_{z\varphi}$, причем первые три известны ($dp_z = dp_\varphi$; $dp_r = -2dp_z$), а последний необходимо определить. Каждый шаг расчета представляет собой процесс нагружения некоторой продольной силой N_z и ее разгрузкой. При этом

$$dp = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{dp_z^2 + dp_\varphi^2 + dp_r^2} = dp_z\sqrt{3}. \tag{6}$$

Прирост пластической деформации сдвига $d\gamma_p$ найдем из соотношения (см. рис. 3, *а*)

$$\frac{d\gamma_p}{2\sqrt{3}dp_z} = \frac{\tau_{\text{ост}} - \tau_{\text{доб}}}{\sqrt{\tau_{\text{т}}^2 - (\tau_{\text{ост}} - \tau_{\text{доб}})^2}} \quad (7)$$

или

$$d\gamma_p = 2\sqrt{3}dp_z \frac{\tau_{\text{ост}} - \tau_{\text{доб}}}{\sqrt{\tau_{\text{т}}^2 - (\tau_{\text{ост}} - \tau_{\text{доб}})^2}}. \quad (8)$$

Для следующего шага нагружения:

$$\gamma_p^{\text{нов}} = \gamma_p^{\text{стар}} + d\gamma_p, \quad (9)$$

где $\gamma_p^{\text{нов}}$, $\gamma_p^{\text{стар}}$ — соответственно новое и предыдущее значение пластической деформации сдвига.

Окончательно, искомая полная деформация сдвига в расчетной точке с координатами (*i*; *j*):

$$\gamma_{z\varphi_{i,j}} = \frac{Rr_i}{R + r_i \cos\alpha_j}\theta, \quad (10)$$

где R — радиус витка; r_i, α_j — полярные координаты расчетной точки сечения витка пружины; θ — относительный угол поворота.

Число шагов, необходимых для внедрения всего "клина" пластической деформации от дробеметной обработки, определим в виде соотношения:

$$K = \frac{\delta_{\text{н}}}{\Delta r_i}, \quad (11)$$

где $\delta_{\text{н}}$ — глубина наклепа контрольной пластинки; Δr_i — прирост радиуса, определяющего координату r_i расчетной точки сечения витка пружины.

Графическая интерпретация полученного распределения остаточных касательных напряжений после дробеметной обработки витка пружины приведена на рис. 4 и 5. Для выполнения расчетов было проведено разбиение сечения пружины по радиусу на 60 частей и по углу на 40 частей. В результате расчет был проведен для 2400 элементов (расчетных точек), для каждого из которых вычисляли координату по углу, средний радиус и площадь.

В результате дробеметной обработки пружина увеличивается по длине:

$$\lambda_{\text{нов}} = \lambda - \lambda_{\text{ост}} + \lambda_{\text{ост.дроб}}, \quad (12)$$

где $\lambda_{\text{нов}}$ — величина осадки при повторном заневоливании; λ — величина осадки при первом заневоливании; $\lambda_{\text{ост}}$, $\lambda_{\text{ост.дроб}}$ — величина остаточной осадки соответственно после первого заневоливания и после дробеметной обработки.

Разработанная математическая модель упрочнения высоконагруженных пружин сжатия позволяет выполнить расчет напряженно-деформированного состояния пружины после дробеметной обработки.

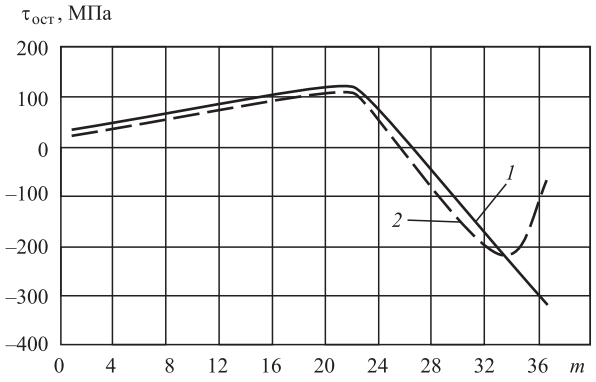


Рис. 4. Распределение остаточных касательных напряжений на внутреннем радиусе:
1 — до дробеметной обработки; *2* — после дробеметной обработки; *m* — расчетные точки по углу сечения витка пружины

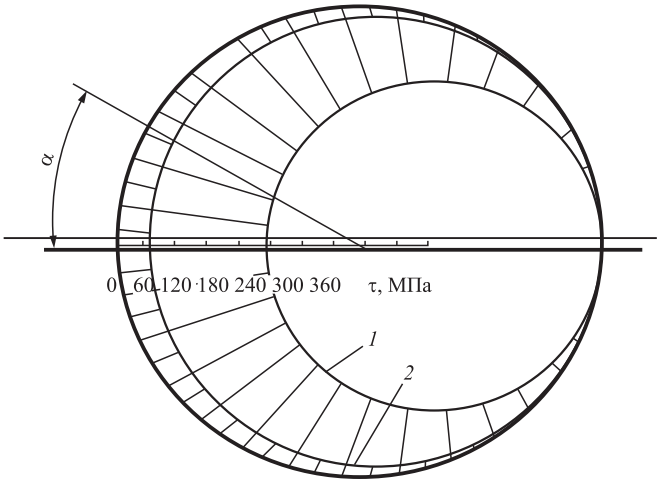


Рис. 5. Эпюры распределения по углу α напряжений на внешнем радиусе сечения после термоосадки (*1*) и дробеметной обработки (*2*) (ось пружины слева)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лавриненко Ю.А., Белков Е.Г., Фадеев В.В.** Упрочнение пружин. Уфа: Бизнес-Партнер, 2002. 124 с.

2. **Лавриненко Ю.А.** Параметры тройного упрочнения пружин клапана двигателей ВАЗ // Пружины. 2016. № 1. С. 34—36.

3. **Остроумов В.П., Карпунин В.А.** Повышение динамической прочности пружин. Урало-Сибирское отделение Машгиза, 1961. 112 с.

4. **Лавриненко Ю.А.** Изготовление высоконагруженных пружин сжатия. М.: Инновационное машиностроение, 2017. 224 с.

5. **Пономарев С.Д., Андреева Л.Е.** Расчет упругих элементов машин и приборов. М.: Машиностроение, 1980. 326 с.

6. **Белков Е.Г.** Холодная навивка пружин. Иркутск: Иркутский университет, 1987. 96 с.

УДК 621.774

О.В. Соколова, Е.В. Лагошина, М.О. Миронова
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: elena19881988@mail.ru

Упрочнение сталей и сплавов методом холодной периодической прокатки

Рассмотрено влияние холодной периодической прокатки на формирование заданных свойств прокатанной трубы.

Ключевые слова: *упрочнение, холодная периодическая прокатка, пластические деформации.*

The influence of cold periodic rolling on the formation of the given properties of the rolled pipe is considered.

Keywords: *hardening, cold periodic rolling, plastic deformations.*

В настоящее время все большее внимание уделяется качеству поверхности прокатываемых труб и получению труб с заданными свойствами. Для упрочнения труб из легких сплавов различного сечения для летательных аппаратов, где невозможно использовать прочные, но тяжелые металлы, часто применяют станы холодной периодической прокатки, отличительная особенность которых — большие деформации за один проход.

Станы холодной периодической прокатки труб подразделяются на станы валкового (ХПТ) и роликового (ХПТР) типов. Прокатка труб на станах ХПТ проводится на конической оправке двумя или тремя валками с нарезанным ручьем переменного сечения. При прокатке на станах ХПТР деформация трубы осуществляется на цилиндрической оправке тремя или более роликами. На роликах нарезан ручей постоянного сечения, соответствующий размеру готовой трубы. Ролики опираются на опорные планки. Профиль планок обеспечивает формирование готовой трубы из трубы-заготовки. Суть способа состоит в том, что прокатка ведется в очаге деформации, длина которого определяется переменной калибровкой рабочего инструмента на станах ХПТ и калибровкой опорной планки на станах ХПТР. Ручей валков переменного сечения и профиль планок выполняется согласно расчетной калибровке, которая в свою очередь обеспечивает заданные параметры изделия (рис. 1).

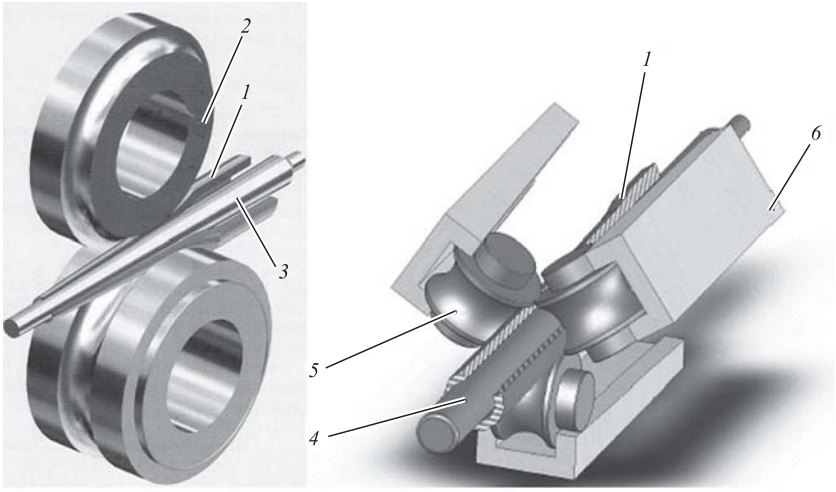


Рис. 1. Рабочий инструмент стана ХПТ (*а*) и стана ХПТР (*б*):
1 — труба; *2* — валок стана ХПТ; *3* — коническая оправка; *4* — цилиндрическая оправка; *4* — ролики стана ХПТР; *6* — опорные планки

Под действием давления роликов или валков и возникающих сил трения между рабочим инструментом и заготовкой происходит деформация прокатываемой заготовки. При прокатке на станах ХПТ или ХПТР труба подвергается неравномерному всестороннему сжатию. Такая схема деформации и то, что заготовка при прокатке остается неподвижна, дает возможность получить максимальное значение коэффициента вытяжки, равное 5 [2].

Особенностью прокатки является и то, что перед каждым двойным ходом клети подается небольшая порция исходного материала, называемая подачей *m*, которая согласно заданной калибровке раскатывается или даже сдвигается по длине рабочего конуса до достижения размера готовой трубы (рис. 2) [1].

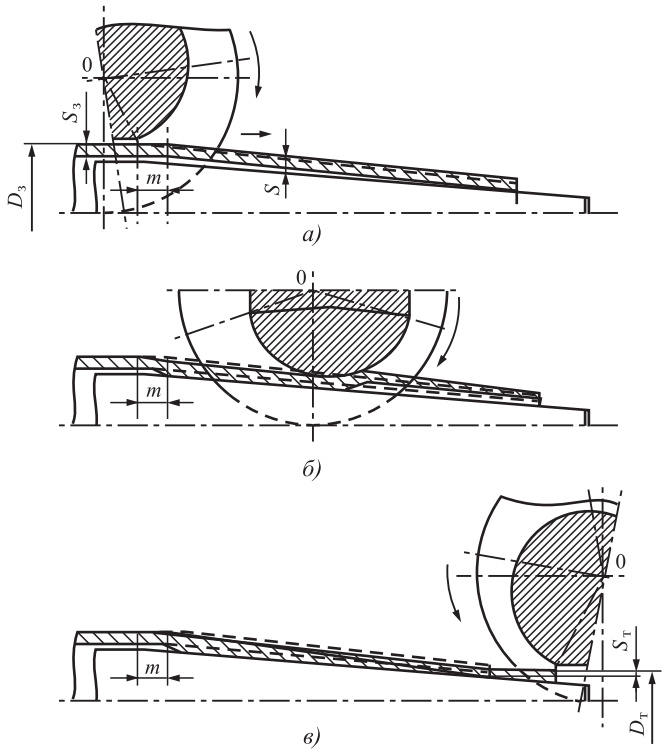


Рис. 2. Схема прокатки труб на валковом стане ХПТ: *а* — заднее (исходное) положение клети; *б* — промежуточное положение; *в* — переднее положение; $S_з$ — толщина стенки трубы-заготовки; $D_з$ — наружный диаметр трубы-заготовки; $S_т$ — толщина стенки готовой трубы; $D_т$ — наружный диаметр готовой трубы

Холодная прокатка труб, как и любой другой способ обработки металлов давлением, основана на пластической деформации заготовки. Как известно, образование пластической деформации связано со сдвигом кристаллической решетки прокатываемой заготовки. Таким образом, с помощью пластической деформации изменяются не только размеры заготовки, но также и ее свойства. В результате холодная прокатка приводит к повышению упругих свойств материала: к повышению прочности — наклепу [3]. Наклеп в свою очередь приводит к упрочнению, т.е. изменению физических свойств прокатываемой трубы.

Изучение влияния режимов холодной периодической прокатки в целях упрочнения сплавов без потери точности и качества труб проведены АО АХК "ВНИИМЕТМАШ". Так, при прокатке алюминиевого образца из сплава АМг1 с обжатием 70 % его твердость по Виккерсу увеличилась с 250 до 800 Н/мм^2.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соколова О.В., Восканьянц А.А., Комкова Т.Ю.** Технология и оборудование производства труб на станах ХПТ: учеб. пособие. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 40 с.

2. **Фролов В.Ф., Данченко В.Н., Фролов Я.В.** Холодная пильгерная прокатка труб. Дніпропетровськ: Пороги, 2005. 260 с.

3. **Феодосьев В.И.** Сопротивление материалов: учебник для вузов. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 592 с.

Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

За наличный и безналичный расчет
С любого номера и на любой срок
Без почтовых наценок

Присылайте заказы и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2
Тел.: (495) 785-60-69
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.791.75.01:537.523

В.М. Неровный
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: vmn@bmstu.ru

Особенности нанесения композиционных покрытий дуговой наплавкой в вакууме

Рассмотрены технологические особенности нанесения композиционных покрытий дуговой наплавкой в вакууме. Проведена оценка характера нагрева порошкообразного присадочного материала как в плазменном потоке внешнего столба дугового разряда с полым катодом, так и на его аноде. Даны основные рекомендации по организации процесса дуговой наплавки в вакууме в режиме пайки.

Ключевые слова: *наплавка, вакуум, дуговой разряд с полым катодом, порошковый присадочный материал.*

Technological features of applying of composite coatings by arc surfacing in vacuum are considered. The character of the heating of the powdered filler material in both the plasma flow of the outer column of the arc discharge with the hollow cathode and at its anode is estimated. The main recommendations for the organization of arc surfacing in vacuum in the soldering mode are given.

Keywords: *surfacing, vacuum, arc discharge with hollow cathode, powder filler material.*

При изготовлении биметаллических деталей и восстановлении изношенных изделий, утративших в процессе эксплуатации первоначальные размеры и форму, широкое распространение получили различные технологические методы напыления композиционных покрытий [1]. Вместе с тем в отличие от наплавленных, напыляемые покрытия практически не применяются в качестве износостойких на деталях ответственного назначения, например, на лопатках наземных и авиационных газотурбинных двигателей из жаропрочных никелевых сплавов с высоким содержанием γ'-фазы. Обусловлено это низкой прочностью сцепления покрытия с основным металлом, как правило, высокой пористостью и хрупкостью покрытия [1, 2].

Поэтому перспективными представляются такие способы нанесения износостойких покрытий, которые, с одной стороны, обеспечивали бы высокую прочность сцепления покрытия с основным металлом и плотность нанесенного покрытия, характерных для наплавки, а с другой — сохранение исходной структуры основного металла, особенно структурно-чувствительных сплавов, и сохранение химического состава, микроструктуры и фазового состава присадочного материала в нанесенном слое, что типично для процессов напыления. Заметно снизить содержание пор, раковин, неметаллических включений, трещин и в то же время повысить пластичность и вязкость наплавленного металла удается при организации процесса наплавки в вакууме [3].

Для повышения эксплуатационных характеристик покрытий следует наносить композиционные сплавы, характеризующиеся высокой степенью макрогетерогенности. Как правило, эти композиционные сплавы состоят из относительно легкоплавкой матрицы, температура плавления которой ниже температуры плавления металла основы, и армирующих частиц с высокой твердостью и температурой плавления, равной или выше температуры плавления металла основы на 150...600 °С.

Технологический процесс нанесения износостойких покрытий на детали, работающие в условиях, близких к предельным нагрузкам, должен отвечать следующим требованиям.

1. Основной металл не должен подвергаться расплавлению, а структурно-чувствительные

сплавы — опасным структурным превращениям, которые приводят к заметному изменению исходной структуры и, соответственно, к снижению эксплуатационных свойств.

2. Между основным металлом и нанесенным слоем должно существовать надежное соединение на базе металлической связи или диффузионных зон (не дающих хрупких прослоек, например, интерметаллидов).

3. В целях максимального снижения количества макродефектов и неметаллических включений целесообразно процесс наплавки вести в условиях качественной защиты от окисления, например, в вакууме.

4. Продолжительность процесса нанесения (т.е. длительность воздействия высоких температур) должна быть минимальной с тем, чтобы структура как наносимого композиционного сплава, так и основного металла не претерпевала нежелательных изменений.

5. Термические условия формирования наносимого слоя должны, по возможности, обеспечить образование сжимающих напряжений в самом слое и в зоне соединения его с основой.

6. Тепловой режим нанесения износостойких покрытий не должен приводить к существенным изменениям химического и структурно-фазового составов наносимого материала, так как это приводит, как правило, к снижению его эксплуатационных свойств.

Вышеуказанные требования должны согласовываться с основными общими положениями современных технологических процессов: высокой производительностью, простотой механизации и автоматизации, экономным расходованием электроэнергии и материалов, экологичностью и гигиеничностью.

Наиболее полно отвечает этим требованиям разработанный в МГТУ им. Н.Э. Баумана способ дуговой наплавки в вакууме с подачей порошковых композиционных материалов в режиме пайки [3]. По совокупности приемов и явлений процесс получения нанесенного покрытия данным способом во многом схож с процессами напыления с последующим плавлением покрытия. Однако физико-технические условия кинетики протекания процессов во многом принципиально отличны. Сведения об этом процессе ограничены. Нет рекомендаций по ведению процесса с точки зрения оптимального нагрева подложки основного металла и присадочного материала, особенно, когда температура армирующих частиц и матрицы отличается всего на 150...600 °С. В свою очередь, знание технологических возможностей этого процесса позволило бы значительно расширить область его применения для нанесения композиционных покрытий различного назначения.

Цель работы — оценка характера нагрева порошкообразного присадочного материала в плазменном потоке внешнего столба дугового разряда с полым катодом (ДРПК) и на его аноде, и выработка основных рекомендаций по организации процесса наплавки в режиме напайки.

Считаем частицы порошкового присадочного материала сферическими. Известно, что интенсивность нагрева частиц порошка определяется величиной воздействующего на нее теплового потока [4]. Будем считать, что частица нагревается равномерно по всему объему, тогда нагрев ее до температуры плавления $T_{пл}$ в общем виде можно описать уравнением [5]:

$$T = T_0 + 3\int_0^t \frac{q(t)dt}{R_0 c_V \rho}, \qquad (1)$$

где $q(t)$ — переменный во времени тепловой поток, воздействующий на частицу; R_0 — радиус частицы; c_V — объемная удельная теплоемкость; ρ — плотность материала частицы.

Следовательно, чтобы оценить нагрев частиц порошка в потоке плазмы, нужно знать траекторию полета частиц и характер изменения теплового потока, воздействующего на них во время полета. Для оценки теплового потока необходимо корректно описать механизм теплоотдачи от плазмы к частице. В работе [3] показано, что аргоновая плазма внешнего столба ДРПК термически неравновесна (отношение температуры электронов к температуре ионов T_e/T_i = 6...12, сильно ионизирована, с высокой степенью разреженности (с числом Кнудсена по отношению к размеру частиц 50...200 мкм Kn ≈ 5...80). Режим обтекания сферической частицы плазменным потоком в межэлектродном промежутке ДРПК в основном свободно молекулярный (рис. 1). В этом случае процессы столкновения малоэффективны и потому становится неприемлемым диффузионный механизм теплоотдачи, когда коэффициент теплоотдачи определяется по критериальным зависимостям от чисел Рейнольдса, Нуссельта и Прандтля [6].

На частицы порошка, расположенные на поверхности анода и имеющие с ней электрический контакт, воздействует главным образом поток электронов, плотность теплового потока которого можно оценить по уравнению [7]:

$$q_0 = j_0\left(U_a + \varphi + \frac{2kT_0}{e}\right), \qquad (2)$$

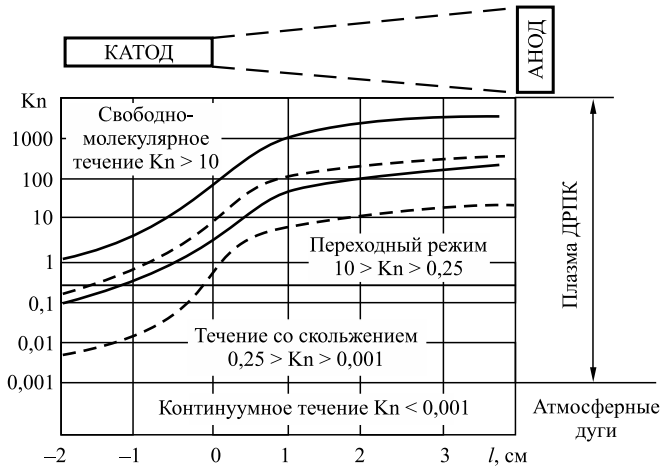


Рис. 1. Характеристика течения потока плазмы по оси ДРПК при обтекании сферической частицы:
—— — d = 300 мкм, ---- — d = 500 мкм

где j_0 — плотность тока, проходящая через частицу; U_a — анодное падение потенциала; φ — работа выхода электрона; k — постоянная Больцмана e — заряд электрона. Однако оценить нагрев частиц по уравнению (2) и в этом случае непросто, так как для этого необходимо знать не только параметры плазмы в прианодной области ДРПК, но и сопротивление электрического контакта между частицей и поверхностью анода, которая и определяет во сколько раз q_0 меньше плотности потока ДРПК на аноде $q_а$ без частиц порошка.

Исходя из изложенного выше, плотность теплового потока как в плазме внешнего столба ДРПК, так и на аноде находили в основном экспериментальными методами, а затем по уравнениям (1) и (2) оценивали нагрев частиц порошка.

Исследования проводили в вакуумной камере в диапазоне давлений $1\cdot10^{-1}...6\cdot10^{-2}$ Па на горелке с прямоканальным полым цилиндрическим катодом. Катоды были выполнены из танталовой фольги с диаметром полости 4...5 мм, длиной 35...45 мм и толщиной стенки 0,15...0,20 мм.

Плотность теплового потока в плазме внешнего столба ДРПК определяли по известной методике с помощью электрически изолированного от разрядной цепи цилиндрического линейного калориметрического датчика путем перемещения его в плоскости, перпендикулярной к продольной оси ДРПК. Для измерения использовали никелевую охлаждаемую водой трубку диаметром 0,8 мм с толщиной стенки 0,1 мм. Измеренное в этом случае распределение интегрального теплового потока $P(x)$ (x — координата, перпендикулярная к оси ДРПК), преобразовывали в радиальное распределение плотности теплового потока $q(r)$ таким же образом, как и радиальное распределение интенсивности излучения по Абелю [8]. При решении уравнения Абеля был использован алгоритм обращения на основе сглаживающих кубических сплайнов, сочетающих достаточную простоту реализации на ЭВМ с высокой точностью вычислений [8]. Порог чувствительности по определению q составил 1,5 Вт/см^2.

Измерение q_a и $j_а$ на аноде ДРПК осуществляли точечным зондом микрокалориметром, конструкция которого описана в работе [9]. Порог чувствительности этого датчика при определении q_a составил 10 Вт/см^2, а для j_a — 10 А/см^2. Исследования проводили в диапазоне параметров режима ДРПК, который в основном используется при наплавке в режиме пайки: ток разряда I = 20...100 А, длина дугового промежутка l = 1,5...5,0 см, подача плазмообразующего газа (аргона) через полость катода $\dot{m}$ = 1,0...2,5 мг/с.

Обработка экспериментальных данных показала, что радиальные распределения $q(r)$ в плазме внешнего столба ДРПК и $q_a(r)$, $j_a(r)$ на его аноде можно с достаточной точностью описать законом нормального распределения (кривой Гаусса). Как и следовало ожидать, максимальные значения q_m в плазме столба ДРПК находятся по его оси вблизи выходного сечения катода, а минимальные — в прианодной области. Типичный характер распределения $q_m(l)$ по оси внешнего столба разряда показан на рис. 2. Вблизи выходного сечения

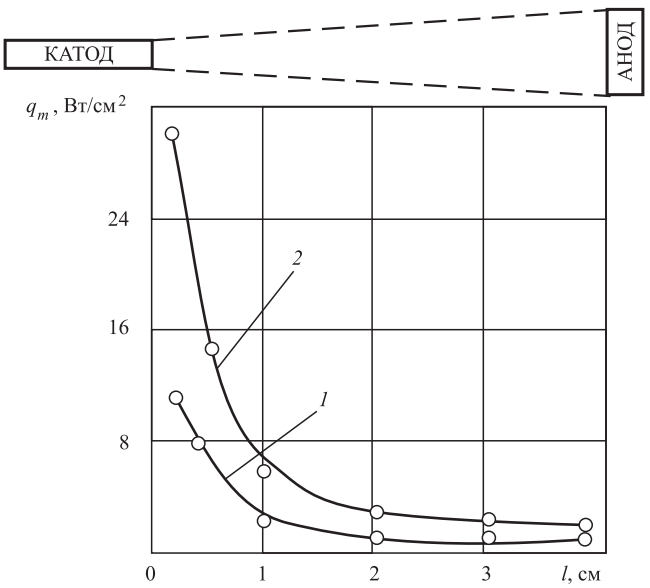


Рис. 2. Типичный характер распределения плотности теплового потока по оси плазмы внешнего столба ДРПК ($\dot{m}$ = 1,5 мг/с) при I, А:
1 — 20; *2* — 100

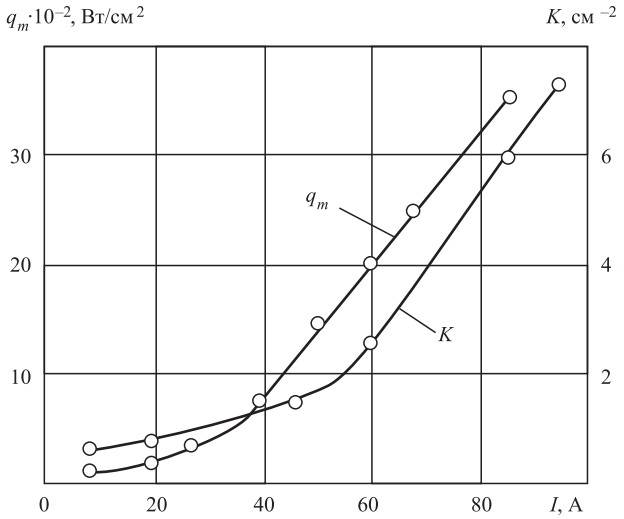


Рис. 3. Зависимость тепловых параметров в пятне нагрева ДРПК от тока (l = 2,0 см, $\dot{m}$ = 1,5 мг/с)

катода во всем исследуемом диапазоне параметров режима ДРПК коэффициент сосредоточенности K и q_m в плазме имеют следующие значения: K = 3...6 см$^{-2}$, q_m = 6...30 Вт/см^2, в прианодной области — K = 0,2...1,0 см$^{-2}$, q_m = 1,5...5,0 Вт/см^2. На аноде ДРПК аналогичные показатели изменяются гораздо в более широких пределах и существенно различаются по значениям. Так, K изменяется в пределах 0,3...20 см$^{-2}$, q_m = от 10...1·10^3 Вт/см^2. Важным является то, что с изменением тока разряда и длины его дугового промежутка удается плавно и в широких пределах регулировать теплоэнергетическими параметрами на аноде ДРПК (рис. 3).

Оценка нагрева частиц порошкообразного припоя в плазме ДРПК по уравнению (1) показала, что при пролете частиц диаметром 300...500 мкм от катода до анода за время их свободного падения даже на токах разряда около 100 А они нагревались до 300...900 °С. Становится очевидным: нагрев частиц порошка в плазме ДРПК на режимах для наплавки при пролете межэлектродного промежутка до температуры расплавления практически невозможен. Это подтвердили и последующие экспериментальные исследования. Следовательно, расплавление частиц порошка целесообразно организовывать при соприкосновении их с подложкой детали при возникновении между ними электрического контакта, т.е. когда частицы будут под потенциалом анода.

Качественно вести процесс можно с соблюдением следующих условий: при нагреве подложка в зоне обработки ДРПК должна достичь предельного состояния теплонасыщения при температуре, близкой к температуре смачивания более легкоплавких частиц порошка; за время удара частицы с подложкой образовались бы такие силы сцепления, которые ее удержали на подложке и тем самым образовали электрический контакт между ними, т.е. частица смогла бы "прилипнуть". При этом, как показали предварительные исследования, значительное влияние на эффект прилипания частиц к подложке оказывали скорость частиц при соударении их с подложкой, грануляция и длительность взаимодействия частиц с подложкой, а также качество подготовки поверхности подложки и температура ее предварительного подогрева.

Следовательно, получить физический контакт между частицей и подложкой при дуговой наплавке можно только при нагретой подложке до температуры, обеспечивающей хотя бы незначительную пластическую деформацию во время их взаимодействия при ударе.

Для образования прочных химических связей состояние физического контакта является необходимым, но недостаточным условием. Главный фактор, обеспечивающий прочные химические связи и надежное прилипание частиц к нагретой подложке, — термическая активация. При этом очень важно, чтобы процесс активации успел пройти за время удара частицы с подложкой. Например, для никелевых сплавов энергия термической активации примерно равна 2,8·10^{-19} Дж, что позволило оценить время термической активации в зависимости от температуры в контакте частица—подложка. Таким образом, эффект прилипания частиц к подложке при дуговой наплавке в основном зависит от температуры в контакте частица—подложка и времени их взаимодействия во время удара.

Для определения требований к обработке поверхности подложки, гранулометрическому составу порошкового композиционного припоя, температуре предварительного подогрева подложки с учетом начальной скорости частиц при ударе с подложкой воспользовались разработанными моделями при следующих допущениях [10]: свойства материалов частиц и подложки принимаем одинаковыми, поскольку в данном случае они относятся к жаропрочным никелевым сплавам и близки по химическому составу; высоту микрошероховатостей гранулированных порошков принимаем равной 1...1,5 мкм.

Расчеты показали, что важным фактором, определяющим температуру в контакте частица—подложка, является чистота обработки поверхности подложки. Повышение чистоты обработки подложки приводит к увеличению абсолютного

значения температуры в контакте, что связано с повышением относительной площади фактического контакта и уменьшением термического сопротивления шероховатого слоя подложки.

Время удара определяется главным образом грануляцией частиц и начальной скоростью соударения. Увеличить время удара можно за счет применения гранулированного порошка с размером частиц 100...300 мкм и снижением начальной скорости соударения. Для этого подающую трубку питателя следует располагать в непосредственной близости от поверхности подложки на расстоянии (по высоте) 0,5...1,0 см.

На основании расчетных данных удалось определить область значений параметра шероховатости Rz для поверхности подложки, при которых наилучшим образом проявляется эффект прилипания частиц к подложке. Он начинает заметно проявляться на никелевых сплавах уже при нагреве подложки свыше 1100 °С в широком диапазоне параметра шероховатости поверхности Rz = 0,05...2,0 мкм.

На практике при дуговой наплавке в вакууме с подачей порошковых композиционных припоев взаимодействие как между частицами, так и всей навески порошка с плазмой ДРПК намного сложнее. При этом надо учитывать и то, что в никелевых порошковых композиционных припоях, состоящих из смеси порошков наполнителя и припоя, их температуры плавления отличаются незначительно (на 150...220 °С).

Проведем оценку нагрева навески порошковой смеси в целом, которая при подаче оказывается на поверхности детали. Для примера рассмотрим порошковую смесь, состоящую из припоя ВПр27 (температура плавления 1150...1180 °С) и наполнителя ЖС6К.

Отличительной особенностью порошковых материалов является повышенное электросопротивление наносимого слоя по сравнению с литым сплавом. Правомочность этих рассуждений подтвердил следующий эксперимент. Навеску окисленного порошкового припоя ВПр27 не удалось расплавить ДРПК даже на таких режимах, когда поверхность детали из ЖС6У подплавлялась. Следовательно, при дуговой наплавке в вакууме нужно применять порошковые материалы с неокисленной поверхностью.

Расчеты показали, что температура в контакте 1180...1230 °С и степень пластического деформирования выступов шероховатости 8...10 % при высоте микронеровностей свыше 0,5...1,0 мкм может обеспечить эффект прилипания частицы к подложке при условии нагрева ее до 1180...1220 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Хокинг М., Васантаери В., Сидки П.** Металлические и керамические покрытия: Получение, свойства и применение: пер. с англ. М.: Мир, 2000. 518 с.
2. **Поляк М.С.** Технология упрочнения. Технологические методы упрочнения. В 2 т. Т. 1. М.: "Л.В.М.-СКРИПТ", Машиностроение, 1995. 832 с.
3. **Неровный В.М., Ямпольский В.М.** Сварочные дуговые процессы в вакууме. М.: Машиностроение, 2002. 264 с.
4. **Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Анищенко Л.М.** Высокотемпературные технологические процессы. Теплофизические основы. М.: Наука, 1985. 172 с.
5. **Чередниченко М.В., Юдин Б.И., Паклин Б.Л.** Моделирование физических процессов нагрева частицы порошка в неравновесной плазме // Научный вестник НГТУ. 2004. № 1 (16). С. 133—144.
6. **Лукьянов Г.А.** Сверхзвуковые струи плазмы. Л.: Машиностроение, 1985. 264 с.
7. **Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А.** Плазменная наплавка. Киев: Экотехнологія, 2007. 292 с.
8. **Воскобойников Ю.Е., Преображенский Н.Г., Седельников А.Н.** Математическая обработка эксперимента в молекулярной газодинамике. Новосибирск: Наука, 1984. 237 с.
9. **Неровный В.М.** Измерение теплоэнергетических характеристик дугового разряда с полым катодом, используемого для пайки в вакууме // Актуальные проблемы гуманитарных и естественных наук. 2015. № 5 (часть 1). С. 68—71.
10. **Шлыков Ю.П., Ганин Е.А., Царевский С.Н.** Контактное термическое сопротивление. М.: Энергия, 1977. 328 с.

УДК 621.785.533

А.Е. Смирнов, А.С. Мохова, М.Ю. Семенов, Г.С. Севальнёв, Р.С. Фахуртдинов
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: semenov.m.yu@bmstu.ru

Оптимизация режимов комбинированной химико-термической обработки высоконагруженных зубчатых колес из дисперсионно-твердеющей теплостойкой стали

Исследована комбинированная химико-термическая обработка стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш, состоящая из вакуумной цементации, упрочняющей термической обработки и вакуумного азотирования. В результате цементации получен протяженный диффузионный слой, обеспечивающий высокую контактную выносливость. После азотирования достигнута твердость порядка 1100 HV, при этом обеспечиваются высокая изгибная выносливость и сопротивление схватыванию. При азотировании не происходит разупрочнения сердцевины.

Ключевые слова: *комбинированная обработка, химико-термическая обработка, цементация, азотирование, легированная сталь, твердость.*

Mixed thermal chemical treatment of 13Kh3N3M2VFB-Sh steel including vacuum carburizing, hardening heat treatment and vacuum nitriding is studied. Extended diffusion layer providing high contact endurance is formed as result of carburization. High hardness of up to 1100 HV is achieved after nitriding which ensures high wear and seizing resistance. The nitriding did not reduce core hardness.

Keywords: *mixed treatment, thermal chemical treatment, carburizing, nidriding, alloyed steel, hardness.*

Введение

Для изготовления зубчатых колес газотурбинных двигателей нового поколения применяют комплексно-легированную сталь мартенситного класса 13Х3Н3М2ВФБ-Ш (ВКС-10). Данная сталь, относящаяся к классу дисперсионно-твердеющих, является теплостойкой и может применяться при температуре нагрева зубчатых колес до 450 °С [1].

Типичной обработкой данной стали является цементация (нитроцементация) и упрочняющая обработка, в ходе которой образуется мартенсит и происходит распад остаточного аустенита с выделением частиц карбидов (карбонитридов) [1]. В результате такой обработки достигается высокая контактная выносливость, однако в связи с недостаточной твердостью (в пределах 61 HRC) такие характеристики, как сопротивление адгезионному и абразивному изнашиванию, а также заеданию и схватыванию не соответствуют предъявляемым требованиям. Таким образом, подобная технология упрочнения не в полной мере раскрывает высокие потенциальные возможности перспективного материала. Разработка новых способов упрочнения, более полно раскрывающих возможности материала, — основная задача прикладной науки в области химико-термической обработки (ХТО) [2].

Вместе с тем твердость упрочненного слоя легированной кобальтом дисперсионно-твердеющей стали Ferrium C61, подвергнутой цементации, упрочняющей термической обработке и финишному азотированию [3], достигает почти 70 HRC (около 1100 HV). Как показано в работе [4], комбинированная ХТО стали ВКС-10, состоящая из предварительной ХТО, упрочняющей термической обработки и азотирования в тлеющем разряде в атмосфере 95 % N_2 + 5 % H_2 при температуре 500 °С в течение 15 ч дала возможность получить твердость поверхности, примерно равную 1000 HV, что, возможно, не является пределом.

Цель работы — оптимизация технологии финишной обработки при комбинированной ХТО стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш для увеличения твердости поверхности и, как следствие, повышения трибологических свойств при высокой контактной выносливости диффузионных слоев.

Таблица 1

Химический состав стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш

Содержание легирующих элементов, %									
C	Cr	Ni	Mn	Mo	W	Si	V	Nb	Al
0,10...0,15	3,0...3,4	2,7...3,0	0,3...0,6	1,9...2,3	0,2...0,5	0,17...0,37	0,05...0,15	0,05...0,15	⩽ 0,04

Методика исследований

Химический состав стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш представлен в табл. 1. Содержание серы и фосфора соответствует требованиям, предъявляемым к особовысококачественным сталям.

Металлографические исследования проводили на металлографическом микроскопе GX-51 фирмы OLYMPUS при увеличении ×500. После изготовления шлифов по традиционной методике их подвергали травлению в 5%-ном растворе азотной кислоты в спирте.

Распределение микротвердости по толщине диффузионных слоев изменяли на нетравленых шлифах с использованием микротвердомера DuraScan-70 при нагрузке 0,5 Н (50 гс). Содержание углерода определяли при помощи оптико-эмиссионного спектрального анализатора OBLF QSG-750.

Вакуумную цементацию проводили при температуре 940 °С в течение 6 ч по циклическому режиму. В качестве финишной обработки применяли вакуумное азотирование (ВА) при температурах 450 и 540 °С в течение 5, 10 и 15 ч в атмосфере аммиака при давлении 3,2 кПа. Полная схема комбинированной обработки приведена на рис. 1.

Упрочнение при комбинированной обработке сравнивали с результатами вакуумного азотирования, которое выполняли на образцах без предварительной цементации.

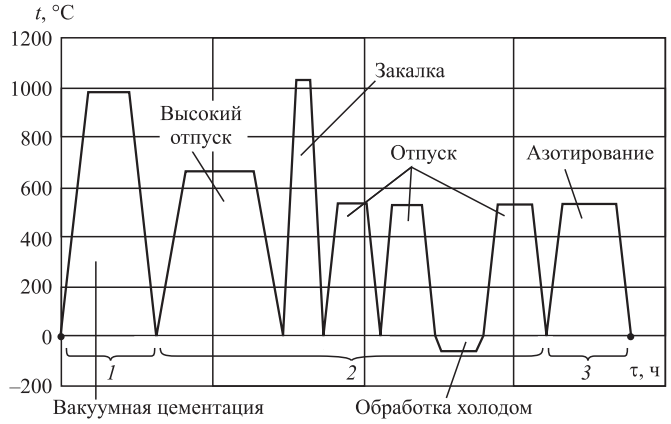


Рис. 1. Схема комбинированной обработки стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш:
1 — предварительная ХТО; *2* — упрочняющая термическая обработка; *3* — финишное азотирование

Результаты исследований и их обсуждение

Вакуумная цементация с последующей упрочняющей термической обработкой формирует протяженный диффузионный слой с поверхностной концентрацией углерода 1,36 %, твердостью 850 HV0,05 и эффективной толщиной 1,45 мм (рис. 2), что обеспечивает высокую контактную выносливость. При этом фазовый состав после упрочняющей обработки представлял собой смесь мартенсита, карбидов и до 10 % остаточного аустенита (рис. 3). Твердость сердцевины составила 450 HV0,05.

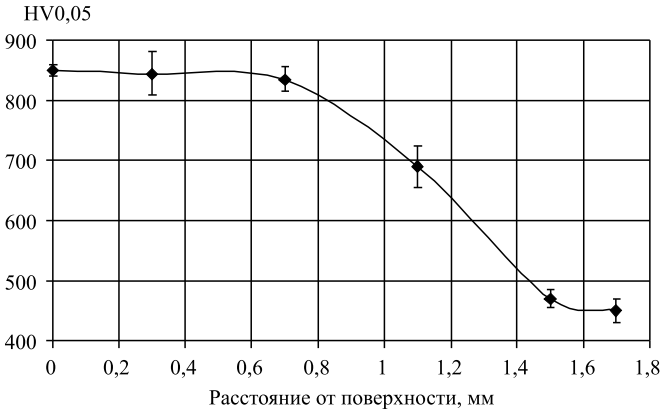


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш после вакуумной цементации и упрочняющей термической обработки

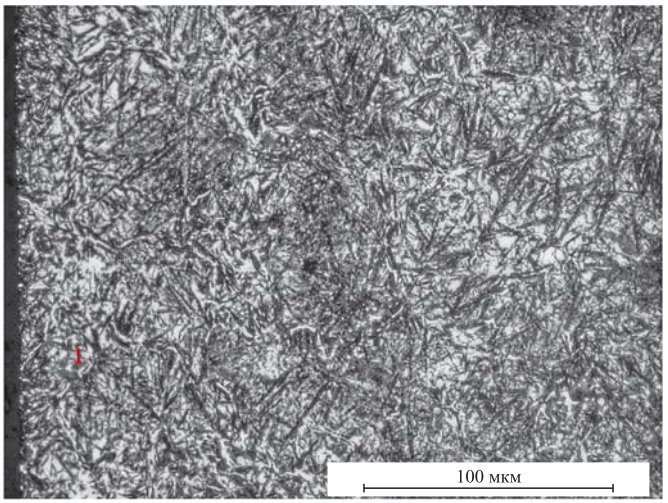


Рис. 3. Микроструктура диффузионного слоя стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш после вакуумной цементации и упрочняющей термической обработки. ×500

Таблица 2

Твердость поверхности стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш после комбинированной обработки и вакуумного азотирования

Продолжительность процесса, ч	Твердость поверхности HV0,05			
	Комбинированная обработка с ВА		Вакуумное азотирование	
	при 450 °С	при 540 °С	при 450 °С	при 540 °С
5	1150	905	955	970
10	1200	920	1080	1000
15	1250	1110	1140	1090

Твердость поверхности после вакуумного азотирования по указанным выше режимам представлена в табл. 2.

Анализ результатов измерения твердости поверхности дает возможность сделать следующие предположения. Проведение предварительной цементации с последующим вакуумным азотированием при 540 °С несколько снижает (6...8 %) результирующую твердость по сравнению с азотированием без предварительной цементации. Такой эффект проявляется при времени ВА до 10 ч, при большем времени азотирования (15 ч) эффект от предварительной цементации не наблюдается. Как представляется, в процессе азотирования при 540 °С после цементации происходит не только образование дисперсных нитридов легирующих элементов, но и формирование более крупных карбонитридов, что сопровождается меньшим упрочняющим эффектом. При увеличении времени финишного азотирования до 15 ч нитридная фаза начинает превалировать над карбонитридной и уменьшение упрочняющего эффекта по сравнению с азотированием без цементации не наблюдается.

Проведение финишного азотирования при 450 °С увеличивает твердость поверхности примерно на 100...200 HV0,05 (10...20 %) по сравнению с азотированием без цементации. Предполагается, что при пониженной температуре формирование карбонитридной фазы выражено слабо ввиду замедления диффузии азота, а прирост твердости в основном определяется образованием дисперсных нитридов. Структуры после полной комплексной ХТО, а также после азотирования представлены на рис. 4.

Протяженность приповерхностного насыщенного азотом слоя при финишном вакуумном азотировании в течение 15 ч при температуре 450 °С составляет не более 5 мкм (при той же температуре при ВА без предварительной цементации — 10 мкм). При финишном ВА в рамках комбинированной обработки, проводившемся при 540 °С в течение 15 ч, протяженность слоя максимальной твердости составляет 70 мкм (при азотировании без предварительной цементации — 150 мкм). Указанной протяженности азотированного слоя достаточно для обеспечения требуемых трибологических свойств.

Уменьшение протяженности азотированного слоя после предварительной цементации можно объяснить диффузионным перераспределением

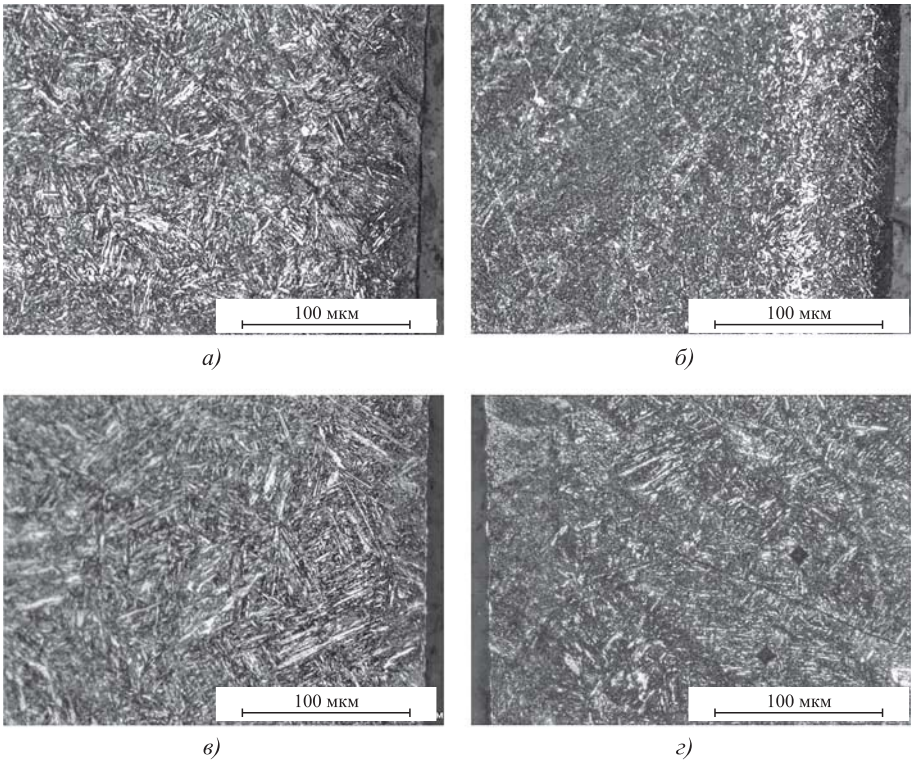


Рис. 4. Микроструктуры (×500) диффузионного слоя стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш после:
а — комбинированной обработки с финишным ВА при температуре 450 °С; *б* — комбинированной обработки с финишным ВА при температуре 540 °С; *в* — ВА при температуре 450 °С; *д* — ВА при температуре 540 °С

азота вглубь металла под влиянием ранее сформировавшегося градиента концентрации углерода.

Таким образом, скорость формирования приповерхностного азотированного слоя предварительно науглероженных слоев уступает скорости азотирования при малой концентрации углерода. Однако после вакуумного азотирования длительностью 15 ч в ходе комбинированной ХТО формируются диффузионные слои с поверхностной твердостью не меньше, чем при вакуумном азотировании без цементации; при температуре азотирования 450 °С в ходе комбинированной ХТО достигается большая твердость, чем при вакуумном азотировании без цементации (см. табл. 2). Здесь необходимо учитывать, что при комбинированной ХТО высокотвердый азотированный слой формируется поверх протяженного твердого цементованного слоя, что в итоге обеспечивает повышение трибологических характеристик поверхности при высокой контактной выносливости диффузионных слоев.

Микротвердость сердцевины при финишном азотировании, осуществлявшемся при температуре 450 °С, не уменьшалась ниже значения 450 HV0,05, соответствующего твердости сердцевины после упрочняющей термической обработки, а при температуре азотирования 540 °С — 430 HV0,05, что соответствует предъявляемым к стали прочностным требованиям.

В связи с изложенным, подтверждены высокие свойства стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш после комбинированной ХТО, не уступающие, а подчас и превосходящие свойства кобальтсодержащей стали Ferrium C61 [3], после замены азотирования в плазме тлеющего разряда [4] обработкой в атмосфере аммиака низкого давления. Такие слои хорошо сопротивляются изнашиванию, а также схватыванию [4, 5]. Вместе с тем для получения более протяженных азотированных слоев длительность вакуумного азотирования можно увеличить.

Выводы

1. При вакуумной цементации с последующей упрочняющей термической обработкой формируется протяженный (около 1,45 мм) диффузионный слой с максимальной твердостью 850 HV0,05, что способствует обеспечению высокой контактной выносливости.

2. Финишное вакуумное азотирование не оказывает разупрочняющего влияния на сердцевину: при температуре азотирования 450 °С разупрочнения сердцевины не происходит, при температуре азотирования 540 °С твердость сердцевины уменьшается незначительно (5 % при времени азотирования 15 ч) — такой уровень твердости соответствует предъявляемым к стали прочностным требованиям.

3. Вакуумное азотирование обеспечивает формирование тонкого (не более 10 мкм при температуре 450 °С и до 150 мкм при температуре 540 °С) азотированного слоя высокой твердости (свыше 1200 HV).

4. Финишное вакуумное азотирование высокоуглеродистого диффузионного слоя после предварительной вакуумной цементации и термической обработки приводит к формированию более тонкого азотированного слоя. Можно предположить, что диффузионное перераспределение азота вглубь металла под влиянием ранее сформировавшегося градиента концентрации углерода способствует уменьшению протяженности азотированного слоя после предварительной цементации.

5. Вакуумное азотирование формирует на поверхности стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш износостойкий диффузионный слой, высокая твердость которого (HV > 1100) не уступает твердости, полученной на более дорогостоящей кобальтсодержащей стали Ferrium C61.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лашнев М.М., Смирнов А.Е., Семенов М.Ю.** Применение вакуумной нитроцементации для повышения сопротивления схватыванию зубчатых колес из стали ВКС-10 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 1 (691). С. 29—33.

2. **Otto F.J., Herring D.H.** Vacuum carburizing of aerospace and automotive materials // Heat Treating Progress. 2005. V. 5. № 1. P. 33—37.

3. **Gorockiewicz R., Adamek A., Korecki M.** Steels for vacuum carburizing and structure of the carburizing layer after low pressure carburizing // Industrial Heating: The International Journal of Thermal Technology. 2007. P. 16.

4. **Комбинированная** химико-термическая обработка зубчатых колес из дисперсионно-твердеющей комплексно-легированной стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш для повышения твердости поверхности, износостойкости и контактной выносливости / А.Е. Смирнов, А.С. Мохова, М.Ю. Семенов и др. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2017. № 4. С. 95—100.

5. **Семенов М.Ю., Рыжова М.Ю.** Оценка сопротивления заеданию высоконагруженных зубчатых колес на основе энергетической модели // Технология машиностроения. 2012. № 5. С. 64—69.

УДК 621.793.182, 621.7-4, 621.893

А.И. Беликов, В.Н. Калинин, С.Д. Карпухин, М.Г. Попова
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: belikov@bmstu.ru

Нанокомпозитные твердосмазочные покрытия, формируемые методом магнетронного распыления мишени состава Ti + MoS_2

Рассмотрено влияние технологических режимов нанесения твердосмазочных покрытий системы TiN—MoS_2 методом магнетронного распыления мишени состава Ti + MoS_2 на твердость и трибологические характеристики формируемых покрытий.

Ключевые слова: *дисульфид молибдена, упрочняющее покрытие, твердосмазочное покрытие, нанокомпозитное покрытие, тонкие пленки, наноиндентирование, твердость, износостойкость, магнетронное нанесение.*

Effect of technological conditions of magnetron sputtering of Ti + MoS_2 target on hardness and tribological behavior of formed TiN—MoS_2 pattern thin films coatings are presented.

Keywords: *molybdenum disulfide, hardened coating, solid lubricant coating, nanocomposite coatings, thin films, nanoindentation, hardness, wear resistance, magnetron sputtering.*

Введение

В современной технике широкое распространение получили твердосмазочные покрытия. Их применение вызвано специфическими условиями функционирования узлов трения, такими как повышенные нагрузки и температуры эксплуатации, недопустимость использования жидких смазок в условиях вакуума и инертных сред и т.п. Актуальными задачами современного машиностроения является повышение износостойкости и улучшение трибологических свойств инструмента, деталей и узлов машин, для обеспечения высокого ресурса и надежности функционирования оборудования, снижения затрат на его обслуживание. В этой связи одним из приоритетных направлений современной науки и техники является разработка новых материалов, в частности, многокомпонентных нанокомпозитных покрытий, которые обладают комплексом уникальных физических и механических свойств.

Нанокомпозитные покрытия состоят, по крайней мере, из двух фаз: нанокристаллической и аморфной или двух различных нанокристаллических фаз, при этом хотя бы один из компонентов в одном, двух или трех измерениях должен иметь размеры, не превышающие 100 нм. Наиболее часто используются нанокомпозитные покрытия на основе двух типов структуры: двухразмерные (2D) и трехразмерные (3D).

2D-нанокомпозиты — многослойные покрытия с планарной периодической структурой, состоящей из двух или более чередующихся слоев различных материалов толщиной от 1 до 10 нм.

3D-нанокомпозитные покрытия — покрытия, структура которых представляет собой объемное распределение двух и более наноразмерных фаз, находящихся в непосредственном контакте друг с другом [1].

Механические, трибологические и другие свойства таких покрытий зависят от эффектов на границах зерен, а также от особого взаимодействия композитных составных частей, благодаря размерному эффекту. По совокупности механических и трибологических характеристик в качестве квалифицирующих признаков тонкопленочные упрочняющие и твердосмазочные покрытия по функциональным признакам можно выделить в некоторые характерные группы, как показано на рис. 1.

Для широко известных и применяемых в машиностроении износостойких покрытий TiN, TiCN, TiAlN характерны высокие показатели

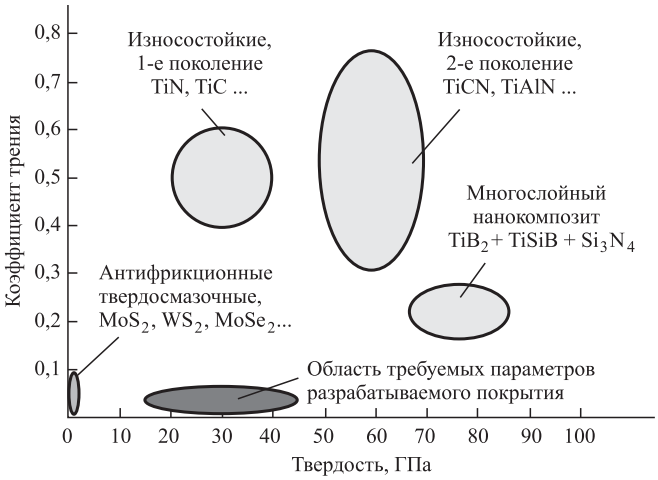


Рис. 1. Области трибологических и механических характеристик износостойких и твердосмазочных покрытий

твердости (⩾ 20 ГПа), но при этом они обладают и высоким коэффициентом трения скольжения (порядка 0,5) в паре со стальными материалами. Многослойные композитные покрытия, состоящие из нескольких кристаллических и аморфных фаз износостойких керамических материалов (например, TiB_2/TiSiB/Si_3N_4), вследствие наноразмерности структуры обладают высокими механическими свойствами (твердость более 60 ГПа) и улучшенными трибологическими свойствами — коэффициент трения имеет значения порядка 0,2.

Практический интерес к твердосмазочным покрытиям на основе слоистых анизотропных материалов типа дихалькогенидов тугоплавких металлов (ДТМ) таких, как дисульфиды и дислениды MoS_2, WS_2, $MoSe_2$, WSe_2 и т.п., получаемых методами катодного распыления, обусловлен их уникальными трибологическими свойствами при высоких нагрузках и температурах применения, аномально низким трением, высокими вакуумными характеристиками (низкий поток газовыделения и отсутствие в спектре сернистых соединений). Последняя особенность определяет применимость этих покрытий для прецизионных узлов трения вакуумного технологического оборудования. Обладая низким внутренним трением в атмосферных условиях, рассматриваемые материалы также проявляют свои лучшие свойства в условиях вакуума, не теряют функциональные свойства при высоких температурах.

Основным недостатком покрытий на основе ДТМ (см. рис. 1) является низкая твердость и, соответственно, невысокая стойкость к абразивному изнашиванию, что сужает области применения этих материалов. Поэтому одним из перспективных направлений повышения эксплуатационных характеристик твердосмазочных покрытий (достижения высокой твердости при сохранении низкого коэффициента трения) на основе тонкопленочных слоистых материалов является развитие технологий создания нанокомпозитных покрытий на основе ДТМ путем их применения в композитных структурах совместно с твердыми износостойкими материалами.

В качестве возможного варианта 3D-структуры износостойкого твердосмазочного нанокомпозитного покрытия может использоваться покрытие состава TiN—MoS_2, схематичное строение которого представлено на рис. 2, формируемое методом магнетронного распыления мишени Ti + MoS_2 в среде рабочего и реактивного газов, аргона и азота соответственно. При этом образующееся за счет плазменно-стимулированной реакции соединение TiN формирует твердую нанокристаллическую фазу, придающую покрытию высокие механические качества, а MoS_2 выступает в роли относительно мягкого наполнителя композиционной структуры. MoS_2 обладает гексагональной кристаллической решеткой — в параллельных плоскостях чередуются слои атомов молибдена, каждый из которых с обеих сторон окружен прочно связанными с ним слоями атомов серы, образуя своеобразный "сэндвич". Связь между слоями обусловлена слабыми Ван-дер-ваальсовыми силами и сдвиговое сопротивление по плоскости слоя незначительное. Этим обусловлен низкий коэффициент трения, который снижается по мере увеличения нагрузки, так как в процессе трения частицы MoS_2 ориентируются параллельно направлению скольжения, образуя область пониженного трения. В трибологическом контакте с таким покрытием будет формироваться прослойка твердосмазочного компонента, создающая области пониженного трения, придающая антифрикционные свойства износостойкому покрытию (см. рис. 2).

Анализ литературных источников показывает, что не столь существенные отклонения в стехиометрическом составе покрытий, подобных по структуре рассматриваемому, приводят к значительному изменению их свойств. Так, в работе [2] исследования влияния состава композитных покрытий Ti—MoS_2 на их трибологические свойства

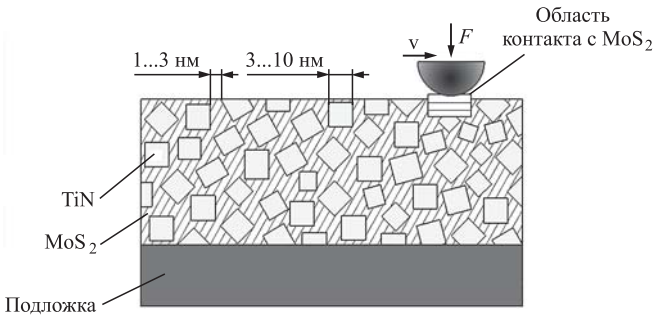


Рис. 2. Схема строения 3D-нанокомпозитного покрытия TiN—MoS_2

свидетельствуют о том, что изменение содержания титана с 13 до 40 % мол. оказывает существенное влияние на коэффициент трения и его стабильность. В работе [3] установлено, что в нанокомпозитных покрытиях Ti—MoS_2 изменение процентного содержания титана с 15 до 20 % ат. приводит к увеличению твердости в 1,5 раза. Следовательно, разработка технологии формирования на поверхности изделий однородных, воспроизводимых по составу нанокомпозитных износостойких твердосмазочных покрытий является актуальной задачей.

Одним из путей решения поставленной задачи является использование процессов нанесения покрытий путем распыления единой многокомпонентной мишени состава Ti + MoS_2.

Методика проведения исследования

В серии экспериментальных исследований для получения образцов трибологических нанокомпозитных покрытий использовали распыляемую мишень, полученную перемешиванием смеси порошков титана и дисульфида молибдена в пропорции Ti — 63 % мол., MoS_2 — 37 % мол. с последующим холодным прессованием. Измерение химического состава мишени и образцов с покрытиями осуществляли на растровом электронном микроскопе VEGA II Tescan, оснащенном рентгеноспектральным микроанализатором "INCA 350" фирмы Oxford Instruments.

При нанесении покрытий использовали вакуумную технологическую установку кафедры МТ-11 "Электронные технологии в машиностроении" МГТУ им. Н.Э. Баумана, оснащенную автономным источником ионов и сбалансированными магнетронными распылительными системами (МРС) под планарные мишени диаметром 78 мм. Вакуумная система установки на основе механического форвакуумного и паромасляного насоса с водоохлаждаемой ловушкой обеспечивает достижение остаточного давления в технологической камере на уровне 10^{-3} Па. Нанесение покрытий осуществляли в смеси газов аргона и азота, создаваемой с помощью двухканальной газовой системы на основе регуляторов расхода газов с компьютерным управлением, процесс проводили при общем давлении в рабочей камере порядка 10^{-1} Па. Покрытия наносили одновременно на полированные ситалловые подложки и на пластинки из кремния.

Перед нанесением покрытий предварительно выполняли подготовку поверхности подложек, состоящую из двух этапов:

1-й этап — жидкостная очистка, включая промывку в ультразвуковой ванне в щелочном растворе в течение 2 мин, в дистиллированной воде и в этиловом спирте по 2 мин;

2-й этап — обработка поверхности непосредственно перед нанесением покрытия потоком ионов аргона из автономного источника ионов типа "Радикал".

Для изучения трибологических и механических характеристик были отобраны 14 образцов с различными покрытиями, при формировании которых варьировались следующие параметры процесса нанесения, оказывающие влияние на состав и структуру покрытий: мощность разряда и соотношение потоков рабочих газов. Температура нагрева подложек составляла 300 °С. Основные режимы, использовавшиеся для нанесения покрытий на подложки, приведены в табл. 1. Толщина покрытий, подготовленных на свидетелях, была измерена на атомно-силовом микроскопе (АСМ) "Solver-NEXT" компании NT-MDT и составила примерно 2 мкм. В серии измерений использовали покрытия различных химических составов:

образец с покрытием TiN;

образец с покрытием MoS_2;

образец, полученный распылением композитной мишени Ti + MoS_2 в среде аргона без добавления азота;

11 образцов покрытий состава TiN—MoS_2, полученных распылением композитной мишени при различных технологических режимах.

Твердость подготовленных образцов с покрытиями измеряли на АСМ Solver-NEXT с использованием наносклерометрической головки с трехгранным алмазным индентором Берковича.

Настройку оптического датчика и создание калибровочной записи проводили по эталону (SiO_2) с твердостью H = (9,5 ± 0,5) ГПа. Калибровочная запись создавалась по 10 царапинам в случае склерометрии. Параметры измерений: диапазон нагрузок 2...7 мН; число царапин 5—9; скорость зонда — 7 нм/с.

Полученные результаты измерений представлены в табл. 2.

Измерения трибологических характеристик проводили на трибометрическом стенде по схеме Ball-On-Disk. В качестве контртела использовали шарик из оксида циркония. Основные параметры трибометрических испытаний приведены ниже.

Диаметр сферы индентора, мм	3
Материал индентора	ZrO_2
Линейная скорость скольжения, м/с	0,2...0,4
Радиус кольца износа, мм	10...30
Нагрузка на индентор, Н	1,47

Среднюю интенсивность объемного износа образцов с покрытиями оценивали с использованием расчетного значения площади поперечного сечения дорожки износа, которую определяли по результатам измерения профилей на профилометре TR-220 производства компании TIME Group Inc.

Таблица 1

Режимы нанесения покрытий на образцы

Образец	Режим работы МРС	Ar/ N_2, %	Мощность, Вт	Давление, Па	Время, мин
№ 1 TiN	LF	73/27	1070	$6{,}00\cdot10^{-1}$	60
№ 2 MoS_2	LF	100/0	115	$2{,}25\cdot10^{-1}$	70
№ 3 Ti—MoS_2	DC	100/0	580	$2{,}30\cdot10^{-1}$	60
№ 4 TiN—MoS_2, 8 % N_2	LF	92/8	68	$5{,}40\cdot10^{-1}$	100
№ 5 TiN—MoS_2, 9 % N_2	LF	91/9	70	$4{,}25\cdot10^{-1}$	70
№ 6 TiN—MoS_2, 9 % N_2	LF	91/9	72	$4{,}15\cdot10^{-1}$	65
№ 7 TiN—MoS_2, 9 % N_2	LF	91/9	70	$4{,}00\cdot10^{-1}$	130
№ 8 TiN—MoS_2, 14 % N_2	LF	86/14	175	$2{,}25\cdot10^{-1}$	30
№ 9 TiN—MoS_2, 17 % N_2	LF	83/17	75	$3{,}85\cdot10^{-1}$	60
№ 10 TiN—MoS_2, 25 % N_2	LF	75/25	190	$1{,}25\cdot10^{-1}$	60
№ 11 TiN—MoS_2, 20 Вт	HIPIMS	91/9	20	$4{,}00\cdot10^{-1}$	180
№ 12 TiN—MoS_2, 60 Вт	HIPIMS	91/9	60	$5{,}00\cdot10^{-1}$	180
№ 13 TiN—MoS_2, 80 Вт	HIPIMS	91/9	80	$5{,}00\cdot10^{-1}$	180
№ 14 TiN—MoS_2, 110 Вт	HIPIMS	91/9	110	$5{,}00\cdot10^{-1}$	140

Примечание. DC — режим при постоянном токе; LF — режим импульсного распыления; HIPIMS — магнетронное распыление импульсами высокой мощности.

Таблица 2

Результаты измерений твердости покрытий

Образец	Твердость, ГПа
№ 1 TiN	20,10
№ 2 MoS_2	0,56
№ 3 Ti—MoS_2	12,70
№ 4 TiN—MoS_2, 8 % N_2	13,32
№ 5 TiN—MoS_2, 9 % N_2	13,40
№ 6 TiN—MoS_2, 9 % N_2	19,76
№ 7 TiN—MoS_2, 9 % N_2	18,90
№ 8 TiN—MoS_2, 14 % N_2	19,35
№ 9 TiN—MoS_2, 17 % N_2	21,56
№ 10 TiN—MoS_2, 25 % N_2	19,89
№ 11 TiN—MoS_2, 20 Вт	19,85
№ 12 TiN—MoS_2, 60 Вт	13,82
№ 13 TiN—MoS_2, 80 Вт	15,96
№ 14 TiN—MoS_2, 110 Вт	14,84

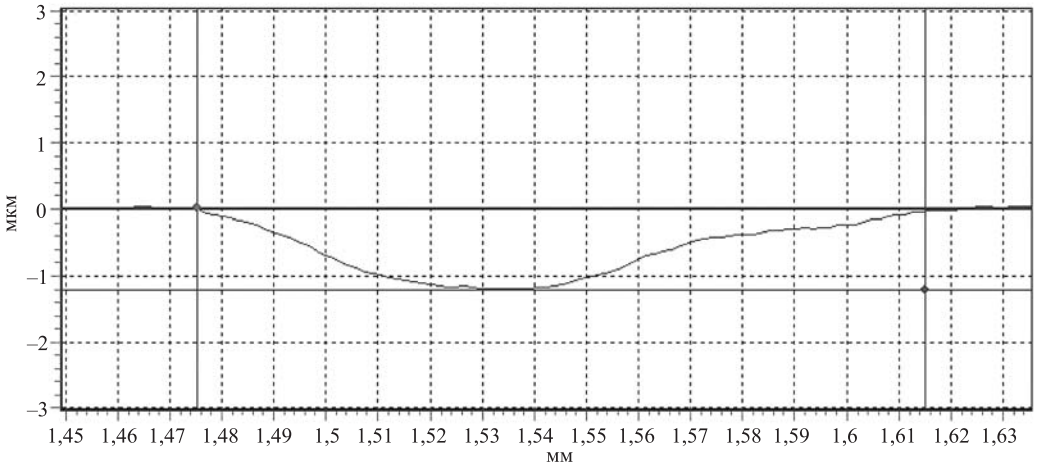


Рис. 3. Профиль дорожки износа образца с покрытием

Для каждого образца рассчитывали износ I, который определяли как отношение объема материала удаленного с пятна контакта V к числу циклов износа N по формуле

$$I = \frac{V}{N}. \quad (1)$$

Объем V определяли по формуле

$$V = \frac{\pi h}{6}(3(0,5a)^2 + h^2), \quad (2)$$

где h, a — глубина и ширина дорожки износа соответственно.

На рис. 3 показан характерный профиль дорожки износа образца с покрытием.

Полученные значения установившегося коэффициента трения скольжения, интенсивности износа и параметры профиля дорожек износа, образовавшихся на поверхности по истечении времени испытаний, характеризующие износостойкость покрытий, приведены в табл. 3.

Результаты исследований и их обсуждение

Как показали результаты измерений, наиболее высокий коэффициент трения продемонстрировало покрытие TiN (0,58), обладая при этом вы-

Таблица 3

Результаты трибометрических испытаний покрытий

Образец	Размеры дорожки износа, мкм		Коэффициент трения	Износ, мкм^3/об
	ширина	глубина		
№ 1 TiN	—	—	0,580	—
№ 2 MoS_2	—	—	0,040	—
№ 3 Ti—MoS_2	—	—	0,260	—
№ 4 TiN—MoS_2, 8 % N_2	143	0,584	0,020	0,141
№ 5 TiN—MoS_2, 9 % N_2	160	0,688	0,030	0,182
№ 6 TiN—MoS_2, 9 % N_2	170	0,400	0,040	0,136
№ 7 TiN—MoS_2, 9 % N_2	140	0,570	0,030	0,043
№ 8 TiN—MoS_2, 14 % N_2	112	0,490	0,020	0,041
№ 9 TiN—MoS_2, 17 % N_2	280	1,000	0,200	1,445
№ 10 TiN—MoS_2, 25 % N_2	183	0,555	0,060	0,219
№ 11 TiN—MoS_2, 20 Вт	140	0,635	0,065	0,106
№ 12 TiN—MoS_2, 60 Вт	170	0,460	0,040	0,049
№ 13 TiN—MoS_2, 80 Вт	163	0,150	0,027	0,010
№ 14 TiN—MoS_2, 110 Вт	120	0,120	0,015	0,008

сокой твердостью. Покрытие MoS_2 обладает низким коэффициентом трения, порядка 0,04, но при этом имеет низкое значение твердости. Использование твердосмазочного компонента MoS_2 совместно с Ti в композитной структуре Ti—MoS_2 существенно снижает коэффициент трения, при этом твердость покрытия в 1,5 раза ниже покрытия нитрида титана. Наиболее высокими трибологическими характеристиками (коэффициент трения в диапазоне 0,015...0,04) обладают покрытия состава TiN—MoS_2. Эти же покрытия продемонстрировали высокую твердость.

В исследуемой серии образцов (№ 4—14), полученных путем распыления мишени состава 63 % мол. Ti, 37 % мол. MoS_2 в среде азота с подогревом подложки покрытия обладали низким коэффициентом трения скольжения, среднее значение которого не превышало 0,06. Покрытия образцов № 4—8 формировались при большем значении доли азота в смеси газов (14 %), при этом их твердость примерно в 1,5 раза выше, а износ примерно в 4 раза ниже в сравнении с покрытиями, полученными при доле азота 8 %. При дальнейшем увеличении доли азота трибологические характеристики покрытий снижались, так, для образца № 9 (доля азота в смеси газов 17 %) получено самое высокое значение коэффициента трения, покрытие полностью раз-

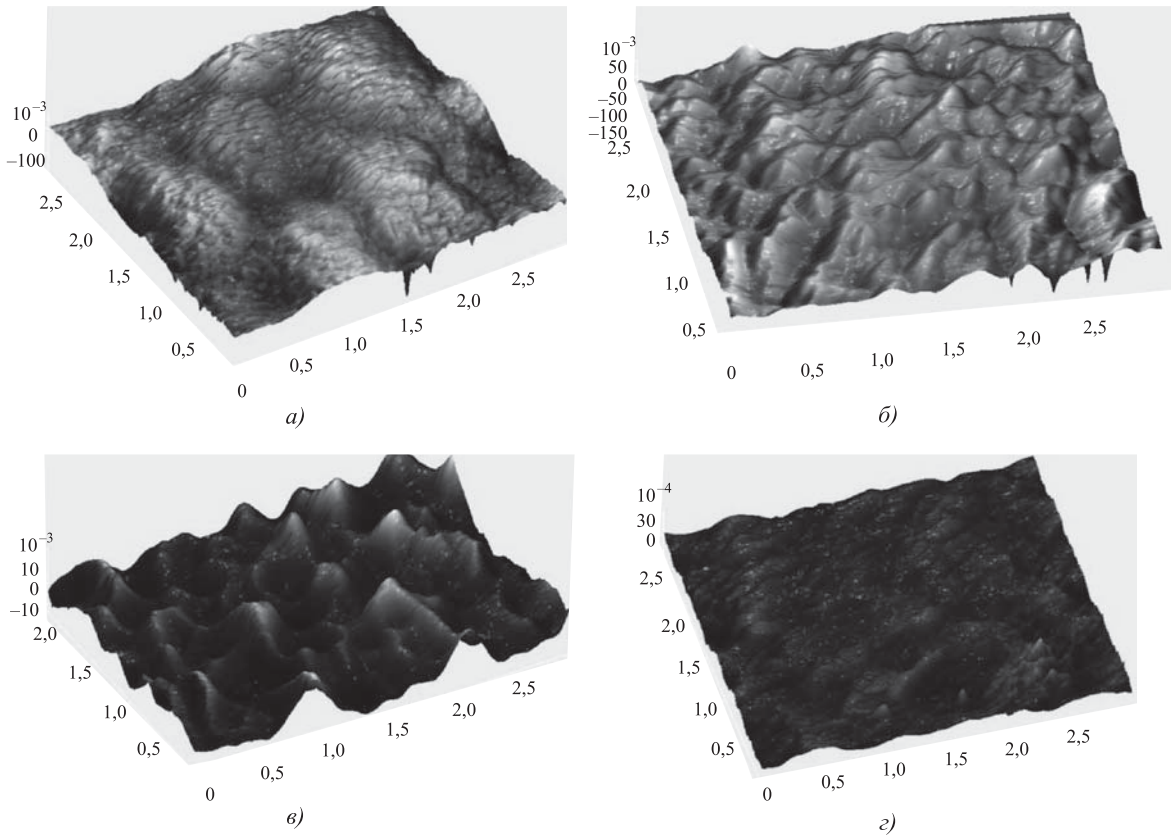


Рис. 5. АСМ-изображения поверхности покрытий (область скана 3×3 мкм):
а — MoS_2; *б* — TiN; *в* — Ti—MoS_2; *г* — Ti—MoS_2

рушилось по истечении 60 мин. Покрытие образца № 10 (доля азота в смеси газов 25 %) также продемонстрировало низкие трибологические качества.

Образцы № 11—14 напыляли в режиме высокоимпульсного магнетронного распыления с увеличением средней мощности разряда с 20 до 110 Вт, что существенно отразилось на их трибологических свойствах. По мере увеличения мощности разряда наблюдалось снижение коэффициента трения до 0,015 и рост износостойкости, твердость покрытий несколько снижалась.

Для определения степени влияния твердости покрытия и демонстрируемого коэффициента трения на износостойкость покрытий в программе Statistica была построена поверхность отклика этих параметров, представленная на рис. 4 (см. обложку).

Как показывают результаты моделирования, износостойкость подготовленных образцов покрытий в большей степени зависит от коэффициента трения и в меньшей — от их твердости. Наибольшую износостойкость имеют покрытия с наименьшим значением коэффициента трения и средними показателями твердости (порядка 15...17 ГПа).

Для оценки некоторых структурных особенностей полученных покрытий сравнивали 3D-изображения (представлены на рис. 5) поверхности четырех образцов различного химического состава, выполненные на АСМ. Изображения свидетельствуют об уменьшении размеров структурных элементов покрытий с усложнением их химического состава. Так, на рис. 5, *а* наблюдаются элементы структуры MoS_2 размером порядка 1,5 мкм. Для покрытия TiN (рис. 5, *б*) характерный размер элементов структуры составляет примерно 0,5 мкм, а у композитного покрытия Ti—MoS_2 размер элементов снижается до 0,3 мкм. Наименьший размер структурных составляющих поверхности (менее 100 нм) характерен для образца TiN—MoS_2, при этом наблюдается значительное уплотнение структуры и сокращение пространства между зернами.

Выводы

1. Значения коэффициента трения скольжения покрытий TiN—MoS_2 на порядок ниже значений, зафиксированных для покрытия Ti—MoS_2, формируемых распылением композитной мишени в среде аргона без добавления азота и в 20 раз ниже, чем у покрытия TiN.

2. Твердость покрытий TiN—MoS_2 примерно в 1,5 раза выше, чем твердость покрытия Ti—MoS_2.

3. Наиболее высокая износостойкость покрытий достигается при сочетании наименьших значений коэффициента трения (0,015...0,030) и значениях твердости порядка 15...17 ГПа.

4. Увеличение доли азота до 25 % в смеси потока газов приводило к росту твердости покрытий, но при этом существенно снижались их трибологические свойства.

5. При формировании покрытий TiN—MoS_2 методом высокоимпульсного магнетронного распыления при увеличении средней мощности в разряде с 20 до 110 Вт покрытия демонстрируют снижение коэффициента трения до минимального значения 0,015 и повышение износостойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Нанокомпозитные** покрытия. Элан-практик // URL: http://www.elanpraktik.ru/technology/pdf/nanokompozitnie_pokritiya.pdf (дата обращения: 01.03.2015).

2. **Arslana E., Totikb Y., Efeoglu I.** Comparison of structure and tribological properties of MoS2-Ti films deposited by biased-dc and pulsed-dc // Coatings Science International. August, 2012. P. 772—776.

3. **Gebretsadik D.** Tribological properties of composite multilayer coatings: Tribology // Materials Surfaces & Interfaces. September, 2011. P. 100—106.

4. **Беликов А.И., Калинин В.Н., Попова М.Г.** Исследование нанокомпозитных твердосмазочных покрытий, формируемых методом магнетронного распыления прессованной мишени Ti—Al—MoS_2 // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 9. С. 35—39.

5. **Калинин В.Н., Попова М.Г.** Исследование твердости нанокомпозитных твердосмазочных покрытий // Наноматериалы и нанотехнологии: проблемы и перспективы: сб. материалов V Междунар. науч. конф. для молодых ученых, студентов и школьников. Саратов, 29 февраля — 15 мая 2016 г. Саратов: Сарат. гос. техн. ун-т, 2016. С. 31—34.

6. **Исследование** процесса ионного распыления мишени при формировании трибологических нанокомпозитных покрытий / А.И. Беликов, Ю.А. Быков, В.Н. Калинин и др. // Наноинженерия. 2015. № 9. С. 18—24.

ООО "Издательство **"Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru
Web-site: www.mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.
Технический редактор *Конова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 04.09.2018 г. Подписано в печать 22.10.18 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**