ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (81)
сентябрь
2011

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
Е.П. ЗЕМСКОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Кузнецов В.П., Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Киряков А.Е. Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементованной стали 20Х наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах 3

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Агеев Е.В., Семенихин Б.А., Агеева Е.В., Латыпов Р.А. Оценка эффективности применения твердосплавных порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердых сплавов, при восстановлении и упрочнении деталей композиционными гальваническими покрытиями 14

Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Мельшанов А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачёв М.С. Свойства медных покрытий, нанесенных газодинамическим напылением 17

Григорьев С.Н., Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Калустян Г.Г., Бычкова М.Я. Влияние режимов импульсного лазерного осаждения на трибомеханические свойства тонкопленочных покрытий Mo–Se–Ni–C 23

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Смоленцев В.П., Кузнецов И.Ю., Осеков А.Н. Технология формирования теплообменных локальных поверхностей с использованием электрических методов обработки 32

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Бабичев А.П., Иванов В.В., Худолей С.Н. Исследование процесса формирования нанопрофиля цинкового покрытия при вибрационной механохимической обработке углеродистых сталей 41

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Панфилов Ю.В., Клименко С.А. Отчет о XI Международной научно-технической конференции "Инженерия поверхности и реновация изделий" 46

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

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2011**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 9 (81)
September
2011

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

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

Edition:
E.P. ZEMSKOVA
T.V. PARAYSKAYA

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

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

CONTENTS

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Pozdejeva N.A., Savrai R.A., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Kiryakov A.E. The increase of strength, heat resistance and wear resistance of cemented 20X steel parts by nanostructuring friction burnishing on the turning/milling centers 3

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Ageev E.V., Semenikhin B.A., Ageeva E.V., Latipov R.A. Assessment of efficiency of application of hard-alloy powders obtained electroerosive dispersion of scraps of hard alloys, at recovery and hardening of details composite galvanic by coatings 14

Arhipov V.E., Londarsky A.F., Melshanov A.F., Moskvitin G.V., Pugachev M.S. Properties of copper coverings plotted by gas-dynamic dusting 17

Grigoriev S.N., Fominski V.Yu., Romanov R.I., Kalustjan G.G., Bichkova M.Ya. Effect of pulsed laser deposition conditions on the tribological and mechanical properties of thin film Mo–Se–Ni–C coatings 23

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Smolentsev V.P., Kuznetsov I.Yu., Osekov A.N. Technology of forming of heat exchanging local surfaces by electrical methods of machining 32

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Babichev A.P., Ivanov V.V., Khudoley S.N. Research of process of formation nano-surface a zinc coating at vibrating mechanochemical to processing of carbonaceous steels 41

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Panfilov Yu.V., Klimenko S.A. Report on XI international scientific and technical conference "Engineering of a surface and asset renewal of products" 46

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

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2011**

УДК 621.787.4:620.178.1

В.П. Кузнецов[1], А.В. Макаров[2], Н.А. Поздеева[2], Р.А. Саврай[2], А.С. Юровских[3], И.Ю. Малыгина[2], А.Е. Киряков[1]
([1]Курганский государственный университет,
[2]Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург,
[3]Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)
E-mail: wpkuzn@mail.ru

Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементованной стали 20Х наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах*

Рассмотрены возможности промышленного применения фрикционного выглаживания на многоцелевых токарно-фрезерных центрах инструментом с узлом динамической стабилизации в инновационных технологиях изготовления деталей из цементованной низколегированной стали с наноструктурированным поверхностным слоем, обладающим повышенной прочностью (микротвердостью, теплостойкостью, сопротивлением упругим и пластическим деформациям) и улучшенными трибологическими характеристиками в условиях абразивного воздействия и трения скольжения.

Ключевые слова: *цементованная сталь, фрикционное выглаживание, структура, микротвердость, теплостойкость, сопротивление деформации, остаточные напряжения, износостойкость, коэффициент трения.*

The possibilities of industrial utilization of friction burnishing on the turning/milling center using the tool with dynamic stabilization unit in innovative technologies of creation of cemented low-alloyed steel parts with nanostructured surface layer, which has increased strength (microhardness, heat resistance, resistance to elastic and plastic deformations) and improved tribological characteristics under conditions of abrasive action and sliding friction are considered.

Keywords: *cemented steel, friction burnishing, structure, microhardness, heat resistance, resistance to deformation, residual stresses, wear resistance, friction coefficient.*

Введение

Согласно современным представлениям, важнейшие физико-механические свойства металлических сплавов могут быть существенно повышены за счет перевода структуры их поверхностного слоя в субмикрокристаллическое и нанокристаллическое состояние, обеспечивающее сильное блокирование движения дислокаций границами нанозерен.

Эффективными способами поверхностного наноструктурирования металлов являются такие современные технологии интенсивного поверхностного пластического деформирования, как ультразвуковая ударная обработка колеблющимся инструментом [1]; дробеструйная обработка (shot peening) [2]; поверхностная механическая обработка SMAT (surface mechanical attrition treatment), предусматривающая ультразвуковую обработку поверхности шариками в вакууме [3]; бомбардировка стальными частицами в сильном воздушном потоке [4]; обработка летящими из пневматической пушки или падающими под действием силы тяжести шарами [5]; механическая обработка при особых режимах резания (machining) [6] и другие методы.

Наноструктурирование поверхностных слоев практически любых металлических материалов, включая труднодеформируемые термоупрочненные высокоуглеродистые, цементованные и быстрорежу-

* Работа выполнена при частичной поддержке проекта № 09-Т-1-1002 по программе ОЭММПУ РАН № 13, междисциплинарного проекта № 09-М-12-2002 и гранта РФФИ № 11-08-01025-а. Просвечивающая электронная микроскопия реализована на оборудовании Лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ. Авторы также выражают благодарность компании ЗАО "Экситон Аналитик" за предоставленную возможность выполнить исследования на сканирующем электронном микроскопе "TESCAN Mira 3 LMU".

щие стали, достигается при фрикционном воздействии инденторами из твердых материалов (твердый сплав, Al_2O_3 и др.) [7–11]. Рассматриваемый способ пластического деформирования в условиях трения скольжения, исключающих заметный нагрев поверхности [12], отличается от других видов фрикционно-упрочняющих обработок, связанных со значительным нагревом [13, 14] или целенаправленным изменением химического состава [15–17] поверхности.

Цель исследования заключалась в промышленной апробации на многоцелевом токарно-фрезерном центре нанаструктурирующего фрикционного выглаживания, направленного на повышение прочностных и трибологических свойств поверхности детали из цементованной низколегированной стали 20Х, а также создание в поверхностном слое детали благоприятного напряженного состояния. Важным технологическим аспектом работы явилось использование специального инструмента с *узлом динамической стабилизации* (УДС), разработанного на основе моделирования виброустойчивости технологической системы выглаживания [18, 19].

Методика проведения исследований

Исследовали сталь 20Х промышленной выплавки, содержащую, % мас.: 0,21C; 0,84Cr; 0,08Ni; 0,57Mn; 0,27Si; 0,18Cu; 0,017P; 0,019S; остальное Fe. Детали в виде дисков диаметром 80 мм и толщиной 12 мм подвергали газовой цементации (на глубине 0,1 мм от поверхности концентрация углерода составляла 0,95 %). После окончательной термической обработки (закалка от 830 °С в масле и отпуск при 250 °С продолжительностью 2 ч) цементованный слой на глубине 0,1 мм от поверхности имел типичную структуру линзовидного (пластинчатого) низкоотпущенного мартенсита (рис. 1, *а*). Отпуск обеспечил практически полный распад остаточного аустенита, количество которого после закалки составляло ~ 30 % об.

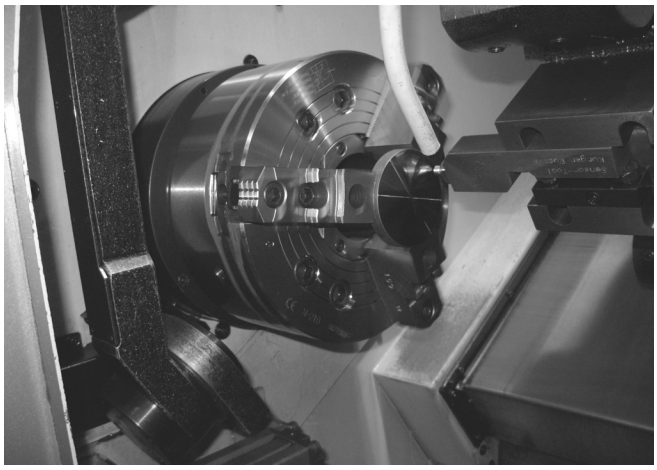
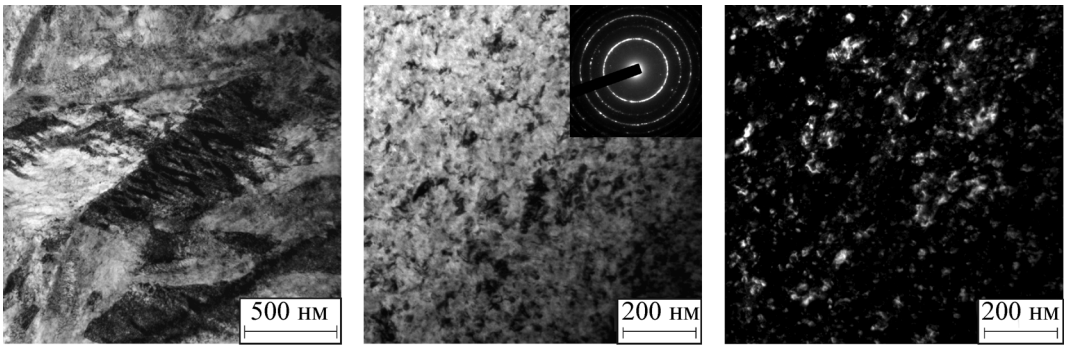


Рис. 2. Технологическая оснастка наноструктурирующего выглаживания детали на токарно-фрезерном центре

На токарно-фрезерном центре плоские поверхности деталей подвергали чистовому точению и фрикционному выглаживанию (рис. 2) специальным инструментом с УДС, защищенным патентом РФ [20]. В процессе выглаживания наконечником индентора из твердого материала со сферической заточкой радиусом $R = 2$ мм обеспечивался коэффициент трения $f = 0{,}2...0{,}5$. Значения среднего арифметического отклонения профиля поверхности составляли после точения $Ra = 0{,}32$ мкм и после фрикционного выглаживания $Ra = 0{,}16$ мкм. Отпуск образцов, вырезанных на электроискровом станке из деталей, проводили в вакуумной печи при температурах 150...600 °С (выдержка 2 ч).



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Исходная микроструктура после термической обработки (*а*) и нанокристаллическая структура в поверхностном слое детали из цементованной стали 20Х после фрикционного выглаживания на токарно-фрезерном центре (*б*, *в*). Электронная просвечивающая микроскопия:

а, *б* – светлопольные изображения; *в* – темнопольное изображение в рефлексе (110)α

Электронно-микроскопическое исследование структуры осуществляли с использованием микроскопа JEOL JEM-2100 методом тонких фольг на просвет с применением одно- и двустороннего механического и электролитического утонения заготовок. Микроструктуру на поперечных шлифах с финишной полировкой на коллоидном кремнии дисперсностью 50 нм изучали на электронном сканирующем микроскопе высокого разрешения "Tescan Mira 3 LMU" с автоэмиссионным катодом Шоттки высокой яркости.

Шероховатость поверхностей определяли с помощью оптического профилометра "Wyko NT-1100". Объемную долю субмикропор – металлографическим методом ареального анализа и рассчитывали по формуле $V_п = A_п/A \cdot 100$ % (где $A_п$ – суммарная площадь сечений пор на поперечном шлифе в поверхностном слое толщиной 5 мкм; A – площадь сечения этого слоя). Для расчета использовали специализированное программное обеспечение "Mira Software" и дополнительный модуль "Измерения".

Микротвердость измеряли на микротвердомере "Leica VMHT" при нагрузках на индентор 0,15; 0,25; 0,49; 0,98; 1,96 и 2,94 Н. Кинетическое микроиндентирование образцов проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm согласно стандарту ISO 14577 при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,25 Н. Погрешность характеристик микротвердости (по 12 измерениям) и микроиндентирования (по 10 измерениям) определяли с доверительной вероятностью p = 0,95.

Рентгенографическое исследование выполняли на дифрактометре "Shimadzu XRD-7000" в CrK_α-излучении. Определяли фазовый состав, интегральную ширину B линии (110)α и остаточные напряжения σ, которые рассчитывали методом наклонной съемки по линии (211)α.

Трибологические испытания в условиях абразивного воздействия и трения скольжения по стальной пластине проводили на лабораторной установке при возвратно-поступательном движении образцов с рабочей поверхностью 5,5×5,5 мм, вырезанных из деталей на электроискровом станке. При испытании по закрепленному абразиву двух видов (кремню твердостью ~ 10 ГПа, зернистостью ~ 200 мкм; электрокорунду твердостью ~ 20 ГПа, зернистостью ~ 160 мкм) нормальная нагрузка N составляла 10,8 Н; средняя скорость скольжения v = 0,175 м/с; путь трения L = 2 м (для кремня) и 1 м (для корунда); длина рабочего хода l = 100 мм; поперечное смещение шлифовальной шкурки за один двойной ход образца – 1,2 мм.

Испытания по пластине из стали 45 (50 HRC) в окислительной (воздух) и безокислительной (аргон) средах проводили при N = 294 Н; v = 0,07 м/с; L = = 160 м; l = 40 мм. Определяли интенсивность изнашивания I_h ($I_h = Q/\rho SL$, где Q – потери массы образца, г; ρ – плотность материала образца, г/см^3; S – геометрическая площадь контакта, см^2), коэффициент трения f ($f = F/N$, где F – сила трения, Н, которую измеряли с помощью упругих элементов – рессор с наклеенными на них тензодатчиками) и удельную работу абразивного изнашивания W (кДж/см^3) ($W = FL/\Delta V_м = fNL\rho/Q$, где $\Delta V_м$ – объемный износ материала, см^3). Трибологические свойства определяли по результатам двух-трех параллельных испытаний.

Результаты исследований и их обсуждение

Структура и микроповрежденность поверхностного слоя цементованной стали после фрикционного выглаживания. Просвечивающая электронная микроскопия показывает (см. рис. 1, *б*, *в*), что в тонком поверхностном слое цементованной стали 20Х, подвергнутой точению и фрикционному выглаживанию, возникает достаточно однородная ультрадисперсная структура. Микроэлектронограмма, имеющая форму сплошных колец Дебая (см. рис. 1, *б*), указывает на сильную разориентировку отдельных кристаллов (фрагментов) на углы, которые достигают десятков градусов. На темнопольных изображениях в участках колец (110)α видно (см. рис. 1, *в*), что размер кристаллитов α-мартенсита не превышает 20...50 нм. Это позволяет отнести рассматриваемые структуры, имеющие структурные элементы (кристаллиты) с размерами менее 100 нм и большеугловыми границами, к нанокристаллическим структурам.

Возникновение нанокристаллических структур свидетельствует о том, что при фрикционном выглаживании на токарно-фрезерном центре пластическая деформация тонкого поверхностного слоя цементованной детали осуществляется, главным образом, ротационным механизмом посредством относительных разворотов фрагментов преимущественно вокруг одной оси, перпендикулярной направлению трения и параллельной поверхности трения [21].

Фрагментация кристаллов исходной мартенситной структуры (см. рис. 1, *а*) происходит на начальных стадиях деформации, осуществляемой в материале скольжением и двойникованием. В ходе ротаций фрагментов их дислокационные границы постепенно преобразуются из преимущественно малоугловых (имеющих значительную ширину) в тонкие большеугловые границы (см. рис. 1, *б*), образованные частичными дисклинациями [22].

Известно, что механизм ротационной пластичности позволяет реализовывать в поверхностных слоях

трущихся тел чрезвычайно большие пластические деформации [22]. Эффективное накопление интенсивной пластической деформации в поверхностном слое цементованной стали в процессе фрикционного выглаживания на токарно-фрезерном центре обеспечивается достаточно высоким коэффициентом трения (f = 0,2...0,5) и, соответственно, значительным уровнем сдвиговой компоненты деформации.

В работе [23] показано, что наибольший вклад в накопление пластической деформации при фрикционном нагружении скользящим индентором вносит именно сдвиговая компонента и, соответственно, от коэффициента трения в сильной степени зависит величина накопленной деформации. Интенсивное деформирование сдвигом приводит к наноструктурированию металлических материалов также при кручении под высоким давлением [24] и равноканальном угловом прессовании [25].

Результаты изучения на высокоразрешающем сканирующем электронном микроскопе поперечных шлифов детали после операций чистового точения и фрикционного выглаживания представлены на рис. 3. Из рис. 3, *а* следует, что в результате чистового точения в слое толщиной ~ 2 мкм вблизи поверхности детали наблюдаются развороты мартенситных пластин в направлении действия силы точения, а заметное измельчение структуры выявляется лишь в поверхностном слое толщиной ~ 1 мкм. При последующем фрикционном выглаживании происходит сильное диспергирование мартенситной структуры в поверхностном слое на глубину не менее 16 мкм (рис. 3, *б*, *в*). При дальнейшем удалении от поверхности детали отмечается последовательное уменьшение дисперсности структуры цементованного слоя (рис. 3, *г*, *д*).

После фрикционного выглаживания вблизи поверхности в слое толщиной ~ 5 мкм могут наблюдаться чрезвычайно дисперсные (размером менее 0,5 мкм) изолированные субмикропоры (см. рис. 3, *б*), объемная доля которых в указанном слое составила $V_п$ ~ 1 %. Микроповрежденность (микродефекты сплошности в виде субмикропор и микротрещин) в металле возникает при любом процессе интенсивного деформирования [26], например при однопроходном алмазном выглаживании [27, 28] и упрочняющей фрикционной обработке твердосплавным индентором [23] низкоуглеродистых конструкционных сталей. Обычно микропоры деформационного происхождения в металлах выявляют при фрактографическом исследовании хрупких изломов [26]. Рисунок 3, *б*, а

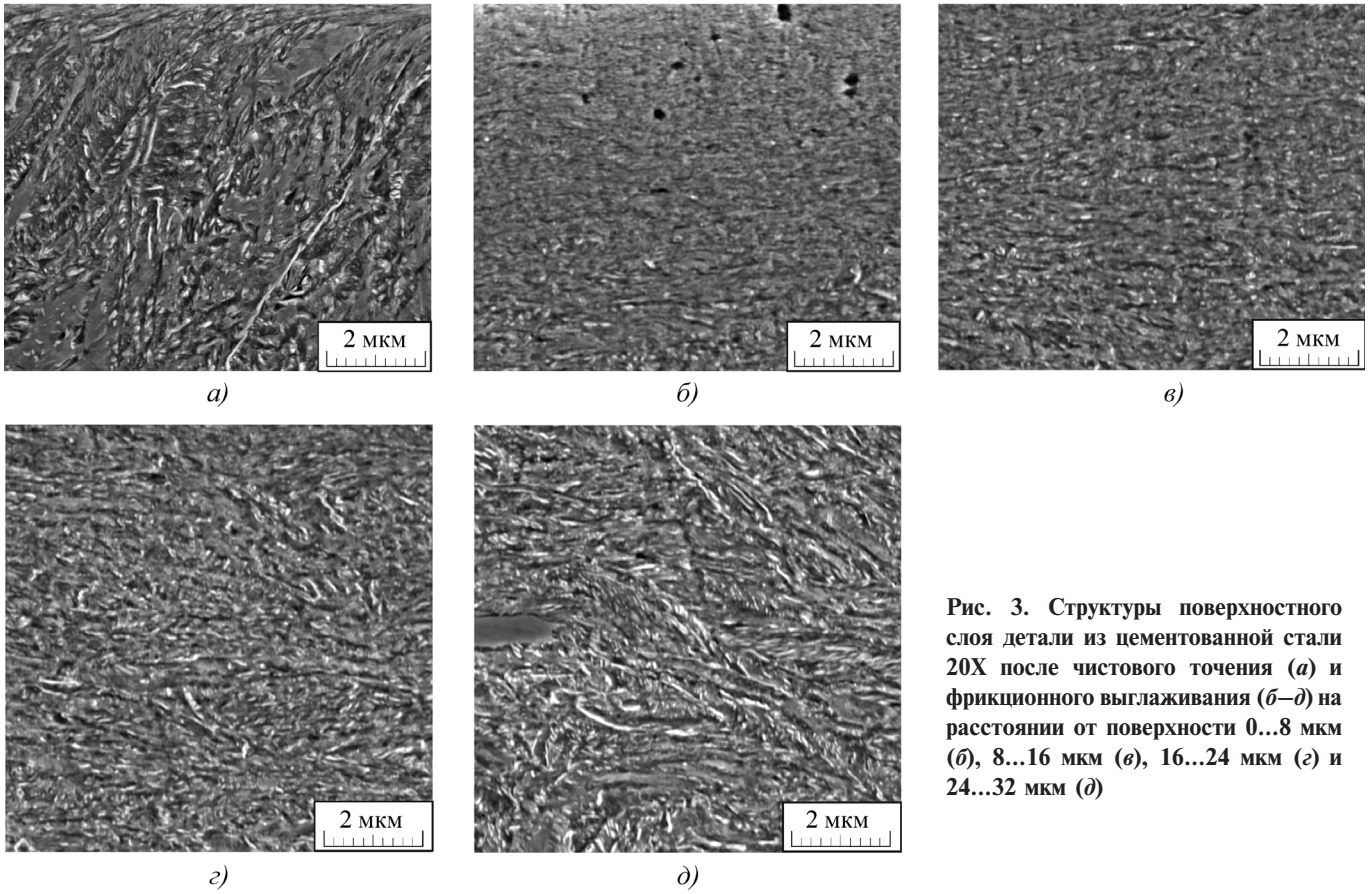


Рис. 3. Структуры поверхностного слоя детали из цементованной стали 20Х после чистового точения (*а*) и фрикционного выглаживания (*б*—*д*) на расстоянии от поверхности 0...8 мкм (*б*), 8...16 мкм (*в*), 16...24 мкм (*г*) и 24...32 мкм (*д*)

также данные [27, 28] свидетельствуют, что субмикронесплошности в деформированном поверхностном слое сталей могут успешно наблюдаться на поперечных шлифах с финишной полировкой на коллоидном кремнии.

Изменение прочностных свойств, характеристик тонкой структуры и напряженного состояния по глубине поверхностного слоя цементованной стали, подвергнутой фрикционному выглаживанию. На рис. 4 приведены результаты измерения микротвердости при различных нагрузках на индентор. Видно, что уровни микротвердости стали в исходном термообработанном состоянии не зависят от глубины внедрения индентора микротвердомера (кривая I) и, соответственно, от нагрузки на индентор. Точение (кривая II) обеспечивает относительно небольшой прирост микротвердости поверхности стали. Существенно больший вклад в деформационное упрочнение поверхности цементованной детали вносит фрикционное выглаживание (кривая III).

У стали, подвергнутой чистовому точению и фрикционному выглаживанию, при увеличении нагрузки наблюдается снижение микротвердости (см. рис. 4, кривые II и III), свидетельствующее о наличии максимального упрочнения (HV 0,015 = 855 после точения и HV 0,015 = 1200 после выглаживания) непосредственно на поверхности детали. На это же указывают результаты измерений микротвердости при нагрузке 0,25 Н, полученные при послойном удалении деформированного трением поверхностного слоя методом электролитического полирования (рис. 5, *а*).

Непосредственно на обработанной фрикционным выглаживанием поверхности наблюдаются максимальные значения не только микротвердости, но и интегральной ширины рентгеновской линии (110)α (рис. 5, *б*), а следовательно, величины дефектности (плотности дислокаций) и микроискажений кристаллической решетки α-фазы.

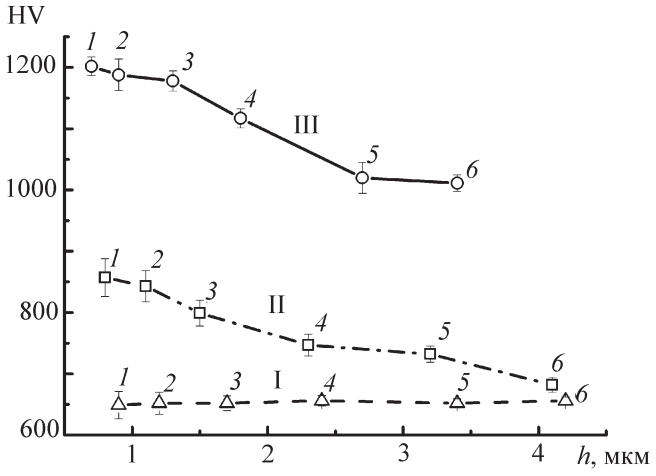


Рис. 4. Зависимости микротвердости детали из цементованной стали 20Х от глубины внедрения наконечника Виккерса:
I – исходное состояние после термической обработки; II – после точения; III – после выглаживания (*1–6* соответствуют нагрузкам на индентор 0,15; 0,25; 0,49; 0,98; 1,96; 2,94 Н)

Наблюдаемый в поверхностном слое глубиной ~ 100 мкм характер снижения микротвердости и интегральной ширины рентгеновской линии (110)α (см. рис. 5, *а*, *б*) близок к экспоненциальному закону, установленному для распределения деформаций в поверхностном слое металлов при трении скольжения [21]. Микротвердость и интегральная ширина рентгеновской линии – экспериментальные величины, которые отражают реальный процесс деформирования.

Наличие резкого градиента указанных величин по глубине поверхностного слоя толщиной ~ 40 мкм (см. рис. 5, *а*, *б*) наряду со значительным уровнем сдвиговых деформаций при фрикционном выглаживании с коэффициентом трения f = 0,2...0,5 создают предпосылки для формирования высокодисперсного (вплоть до нанокристаллического) структурного состояния в поверхностном слое детали (см. рис. 1, *б*, *в*). Согласно [29], негомогенная деформация с наличием резкого градиента является важнейшим условием формирования нанокристаллических структур в металлических материалах.

В условиях реализации при фрикционном выглаживании ротационной пластичности, приводящей к возникновению нанокристаллических структур (см. рис. 1, *б*, *в*), в низкоотпущенном мартенсите цементованного слоя резко активизируются процессы деформационного растворения (диссоциации) карбидов. В приповерхностном слое контактирующих материалов толщиной 1...10 мкм достигается средняя плотность дислокаций ~ $5 \cdot 10^{12}$ см$^{-2}$, а фактическая плотность дислокаций в границах нанокристаллов может составлять ~ $1 \cdot 10^{13}$ см$^{-2}$ [7, 30].

При плотности дислокаций $(0{,}5...1{,}0) \cdot 10^{13}$ см$^{-2}$ их взаимодействие с атомами углерода резко усиливается и максимальное суммарное количество углерода, аккумулированное дислокационными атмосферами в α-фазе, может составлять 0,8...1,0 % мас. [30, 31]. Таким образом, наблюдаемые чрезвычайно интенсивное упрочнение (до HV 0,025 = 1190) и значительный рост ширины рентгеновской линии (110)α (до B = = 95 мин) поверхности цементованной низкоотпущенной стали при фрикционном выглаживании (см. рис. 5, *а*, *б*) обусловлены, очевидно, практически полным деформационным растворением (диссоциацией) в нанокристаллической структуре дисперсных карбидных частиц, выделившихся из мартенсита в про-

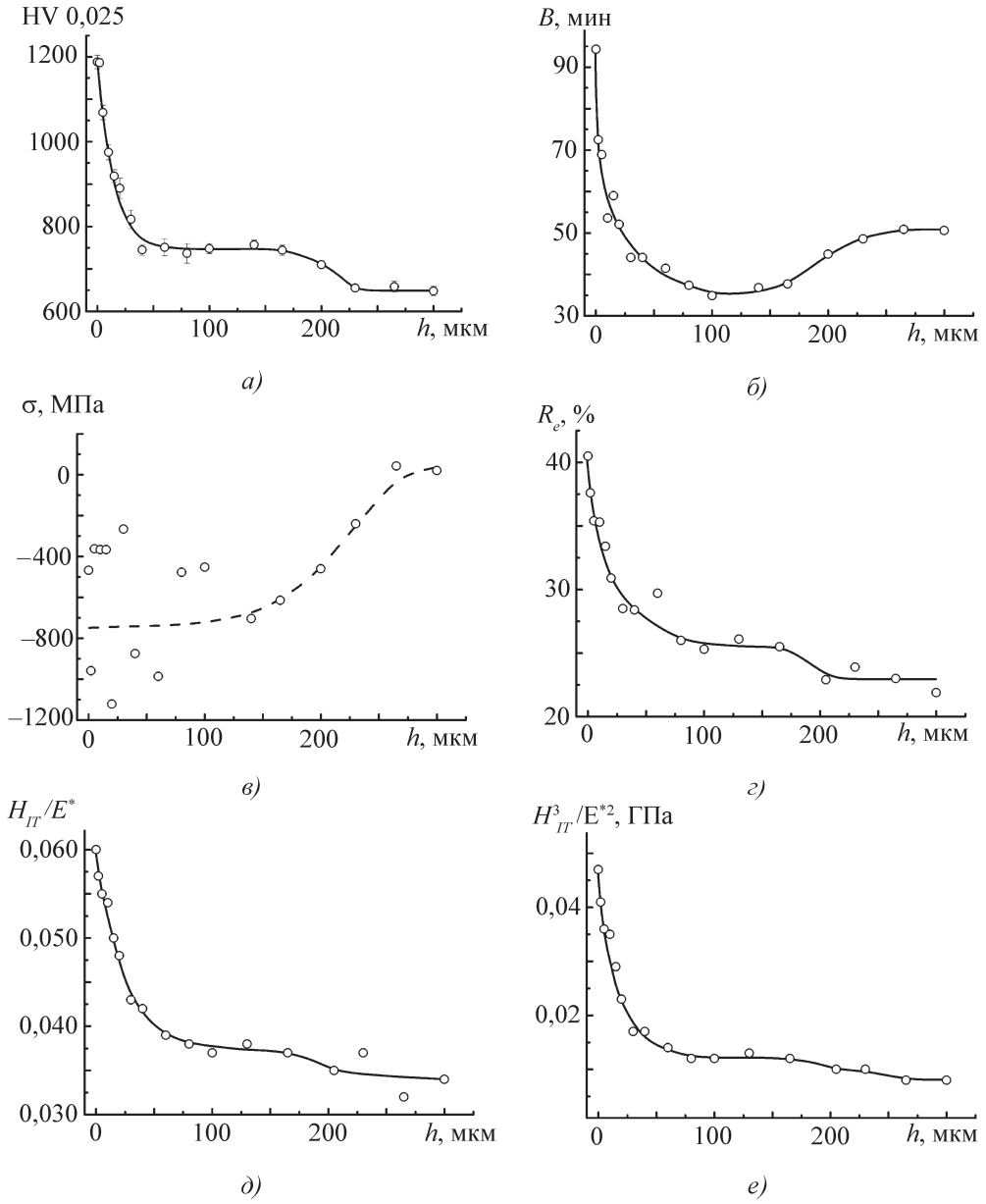


Рис. 5. Изменение микротвердости (*а*), интегральной ширины рентгеновской линии (110)*а* (*б*), остаточных напряжений (*в*), упругого восстановления (*г*), отношений H_{IT}/E^* (*д*) и H_{IT}^3/E^{*2} (*е*) по глубине упрочненного слоя детали из цементованной стали 20Х после фрикционного выглаживания

цессе отпуска при 250 °С, и переходе атомов углерода в примесные сегрегации на дислокациях.

Рисунок 5, *а* показывает, что после интенсивного снижения микротвердости в слое толщиной ~ 40 мкм микротвердость сохраняет свои значения на постоянном уровне (HV 0,025 ~ 750) при дальнейшем удалении от поверхности до глубины ~ 170 мкм. Общая толщина упрочненного фрикционным выглаживанием слоя составляет ~ 230 мкм. Наличие на кривой микротвердости отмеченного участка с постоянным уровнем твердости обусловлено развитием в низкоотпущенном мартенсите рассматриваемого слоя процессов деформационного динамического старения, связанных со взаимодействием атомов углерода с дислокациями.

В результате атомы углерода, сохранившиеся в решетке мартенсита после низкого отпуска, переходят в примесные атмосферы дислокаций, обеспечивая их закрепление и упрочнение стали до HV 0,025 ~ 750. На снижение тетрагональности низкоотпущенного мартенсита, обусловленное деформационным динамическим старением, указывают пониженные значе-

Таблица 1

Результаты кинетического микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,25 Н детали из цементованной стали 20Х в исходном состоянии и после фрикционного выглаживания

Состояние образца	h_{max}, мкм	h_p, мкм	НМ, ГПа	H_{IT}, ГПа	E^*, ГПа	W_e, 10^{-3}, мкДж	W_t, 10^{-3}, мкДж
Исходное	1,27 ± 0,01	0,97 ± 0,01	5,74 ± 0,04	8,03 ± 0,06	225 ± 2	28,1 ± 0,2	105 ± 1
Фрикционное выглаживание	1,08 ± 0,01	0,64 ± 0,04	8,10 ± 0,17	13,08 ± 0,31	218 ± 4	37,9 ± 0,6	89 ± 2

Обозначения: h_{max} – максимальная глубина вдавливания индентора; h_p – остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки; НМ – твердость по Мартенсу; H_{IT} – твердость вдавливания; E^* – контактный модуль упругости; W_e – работа обратной упругой деформации вдавливания; W_t – общая механическая работа вдавливания.

ния ширины рентгеновской линии (110)α на глубине 40...170 мкм (см. рис. 5, *б*).

Рисунок 5, *в* свидетельствует, что в результате фрикционного выглаживания в поверхностном слое толщиной ~ 230 мкм детали из цементованной стали 20Х формируются остаточные сжимающие напряжения. До глубины ~ 100 мкм поверхностный слой характеризуется переменными уровнями сжимающих напряжений (σ = –1100...–250 МПа).

В табл. 1 приведены данные микроиндентирования поверхности исследуемой детали.

Видно, что фрикционное выглаживание цементованной стали обусловливает снижение значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{max} и h_p, а также рост твердости по Мартенсу НМ (которая учитывает не только пластическую, но и упругую деформации) и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT}. Увеличение работы обратной упругой деформации вдавливания W_e (см. табл. 1) в результате фрикционного выглаживания обусловлено тем, что она зависит от отношения твердости (которая выше на выглаженной поверхности) к модулю упругости материала (который при выглаживании почти не изменяется, см. табл. 1). Чем значительнее это отношение, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию и тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [32].

Несмотря на отмеченный при фрикционном выглаживании рост W_e, общая механическая работа вдавливания W_t (состоящая из работы пластической деформации и работы упругого восстановления) после обработки снижается (см. табл. 1), поскольку упрочненный поверхностный слой обладает меньшей пластичностью в сравнении с основным металлом и, соответственно, меньше деформируется при микроиндентировании.

Для оценки способности поверхностных слоев выдерживать в условиях эксплуатации заданные нагрузки в настоящее время на основе определяемых при индентировании характеристик используются такие параметры, как отношение твердости к модулю упругости H/E^*, характеризующее стойкость материала к упругой деформации и износостойкость [33, 34], а также отношение H^3/E^{*2}, которое является качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации [35]. Чем больше H/E^*, H^3/E^{*2} и упругое восстановление R_e ($R_e = (h_{max} - h_p)/h_{max} \cdot 100$ %), тем выше способность материалов сопротивляться деформации.

Данный подход, широко используемый для твердых покрытий и пленок [34–36], может быть применен и к деформационной обработке стальных поверхностей [27, 28]. Формируемые при фрикционном воздействии нанокристаллические слои можно рассматривать в качестве "естественного" покрытия, резко отличающегося от материала основы морфологическими особенностями (см. рис. 1) и дефектностью структуры (см. рис. 5, *б*), физико-механическими и иными свойствами.

Выявлено, что параметры R_e, H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} принимают максимальные значения непосредственно на поверхности упрочненной фрикционным выглаживанием детали (см. рис. 5, *г–е*). Это связано, главным образом, с повышением твердости вдавливания H_{IT} при фрикционном выглаживании, поскольку контактный модуль упругости E^* уменьшается не существенно (см. табл. 1). Значения R_e, H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} снижаются при удалении от обработанной поверхности подобно изменению микротвердости в поверхностном слое (см. рис. 5, *а*).

Рассмотренные результаты микроиндентирования свидетельствуют о том, что наноструктурирующее фрикционное выглаживание существенно повышает стойкость поверхности цементованной детали к упругой деформации и сопротивление пластической деформации. При этом сопротивление поверхностного слоя упругим и пластическим деформациям

Таблица 2

Интенсивность изнашивания, коэффициент трения и удельная работа изнашивания при трибологических испытаниях образцов из цементованной стали 20Х в исходном состоянии и после фрикционного выглаживания

Состояние образца	Испытания по закрепленному абразиву						Испытания по стальной пластине			
	кремень			корунд			на воздухе		в аргоне	
	I_h, 10^{-6}	f	W, кДж/см^3	I_h, 10^{-6}	f	W, кДж/см^3	I_h, 10^{-8}	f	I_h, 10^{-8}	f
Исходное	3,3	0,40	43,0	5,2	0,58	40,1	8,1	0,62	24,0	0,49
Фрикционное выглаживание	1,6	0,35	76,2	3,4	0,51	53,7	2,4	0,57	5,3	0,48

возрастает по мере приближения к поверхности детали.

Влияние фрикционного выглаживания на трибологические свойства цементованной стали. Из представленных в табл. 2 результатов трибологических испытаний следует, что фрикционное выглаживание цементованной стали 20Х приводит к снижению интенсивности изнашивания в сравнении с исходным термообработанным состоянием в 2 и 1,5 раза при испытании соответственно по кремню и корунду, а также росту удельной работы абразивного изнашивания кремнем (в 1,8 раза) и корундом (в 1,3 раза).

Наблюдаемые при воздействии корундом повышенные уровни интенсивностей изнашивания и меньшая разница в сопротивлении изнашиванию упрочненного и исходного состояний стали (в сравнении с испытаниями по кремню) обусловлены высокой твердостью корунда (~ 20 ГПа), обеспечивающей и для исходного, и для деформационно-упрочненного состояний стали надежную реализацию механизма микрорезания.

При испытании же по более мягкому абразиву кремню (твердостью ~ 10 ГПа) изнашивание наноструктурированного фрикционным выглаживанием поверхностного слоя твердостью около 12 ГПа осуществляется по механизму микроцарапания (пластического оттеснения). Микроцарапание, при котором продукты изнашивания преимущественно в виде чешуек отделяются от поверхности после многократного передеформирования микрообъемов металла, характеризуется существенно менее интенсивным разрушением материала в сравнении с микрорезанием, когда отделение продуктов изнашивания в виде микростружек происходит в процессе одноактного воздействия абразивного зерна.

Таблица 2 показывает, что в условиях трения скольжения по стальной пластине в результате фрикционного выглаживания наблюдается снижение интенсивности адгезионного изнашивания стали в 3,4 и 4,5 раз при испытаниях соответственно в воздушной и безокислительной (аргон) средах.

Отмеченный для различных условий контактного нагружения рост износостойкости стали обусловлен высокой твердостью и сопротивлением наноструктурированного фрикционным выглаживанием поверхностного слоя упругим и пластическим деформациям (см. рис. 5, табл. 1), что ограничивает развитие процессов микрорезания, пластического оттеснения и адгезионного схватывания.

Данные табл. 2 свидетельствуют также о тенденции к небольшому снижению в результате фрикционного выглаживания коэффициентов трения при испытаниях цементованной стали по закрепленному абразиву и стальной пластине на воздухе.

Влияние отпуска на микротвердость и трибологические свойства цементованной стали, подвергнутой фрикционному выглаживанию. Вопрос сохранения при термическом воздействии повышенных прочностных и трибологических характеристик наноструктурированных фрикционным выглаживанием поверхностей имеет важное практическое значение, поскольку упрочненные детали могут подвергаться нагреву в условиях эксплуатации (работа при повышенных температурах, фрикционный нагрев) и при проведении последующих технологических операций (отпуск, сварка).

Рисунок 6, *а* (кривая *2*) показывает, что достигнутый при фрикционном выглаживании уровень микротвердости поверхности цементованной детали (HV 0,025 = 1190) остается практически неизменным при двухчасовом нагреве до 300 °С, а микротвердость – не ниже HV 0,025 = 1080 у деформированной поверхности сохраняется до температуры отпуска 400 °С. Следовательно, теплостойкость низколегированной цементованной стали 20Х после наноструктурирующего фрикционного выглаживания на токарно-фрезерном центре возрастает до уровня теплостойкости высоколегированных полутеплостойких сталей.

Лишь после нагрева до 450 °С происходит интенсивное разупрочнение обработанной индентором детали, однако и при дальнейшем повышении температуры отпуска до 600 °С деформированная при фрик-

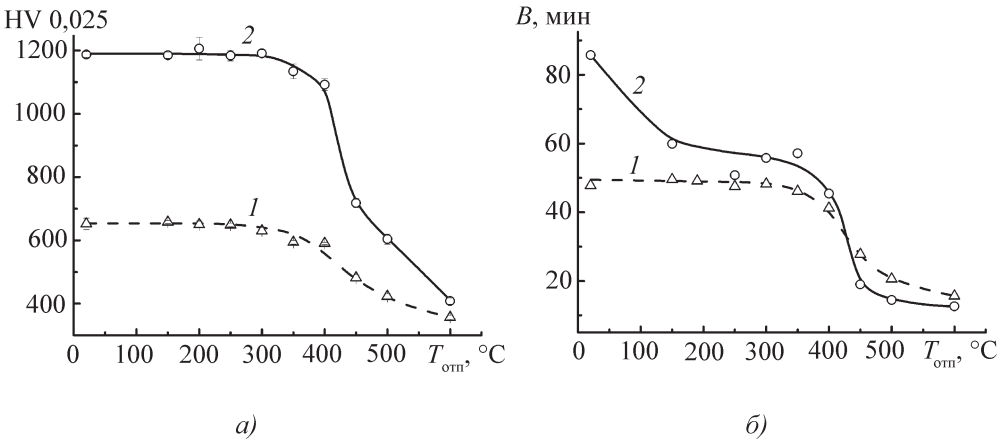


Рис. 6. Влияние температуры отпуска на микротвердость (*а*) и интегральную ширину рентгеновской линии (110)α (*б*) детали из цементованной стали 20Х в исходном состоянии после термической обработки (*1*) и после фрикционного выглаживания (*2*)

ционном воздействии поверхность характеризуется повышенным сопротивлением термическому разупрочнению (см. рис. 6, *а*, кривая *2*) в сравнении со сталью после исходной термической обработки: закалка, отпуск при 250 °С (рис. 6, *а*, кривая *1*).

Важнейшими причинами повышенной теплостойкости наноструктурированных фрикционным воздействием закаленных [8, 9, 11] и низкоотпущенных [37, 38] сталей являются: сохранение нанокристаллической структуры α-фазы до температур нагрева не менее 350 °С; эффективное закрепление дислокаций углеродом в результате активизации в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения и деформационного растворения ε-карбидной фазы; торможение процессов возврата в α-фазе, о чем свидетельствует сохранение до 400 °С у деформированной цементованной стали 20Х повышенных значений ширины рентгеновской линии (рис. 6, *б*, кривая *2*) и, следовательно, более высокой дефектности кристаллического строения в сравнении с недеформированным состоянием (рис. 6, *б*, кривая *1*); торможение формирования и роста карбидных частиц; отсутствие катастрофического (аномального) роста зерна при рекристаллизации деформированных трением сталей.

Рисунок 7 показывает, что в условиях изнашивания закрепленным абразивом (кремнем) минимальные уровни интенсивности изнашивания I_h и коэффициента трения f у поверхности детали, упрочненной фрикционным выглаживанием, сохраняются при нагреве до температур отпуска 200...250 °С, а дальнейший нагрев вызывает рост указанных характеристик (кривые *2*). Однако вплоть до температуры отпуска 500 °С деформационно-упрочненная сталь (кривые *2*) характеризуется пониженными значениями I_h и f, а также повышенной удельной работой изнашивания в сравнении с исходным недеформированным состоянием (кривые *1*).

Согласно данным рис. 8, *а*, в условиях трения скольжения по стальной пластине на воздухе интенсивность изнашивания I_h стали после фрикционного выглаживания сохраняется на минимальном уровне при повышении температуры отпуска до 400 °С, а дальнейшее повышение температуры отпуска вызывает резкий рост значений I_h (кривая *2*). Указанный характер изменения износостойкости хорошо согла-

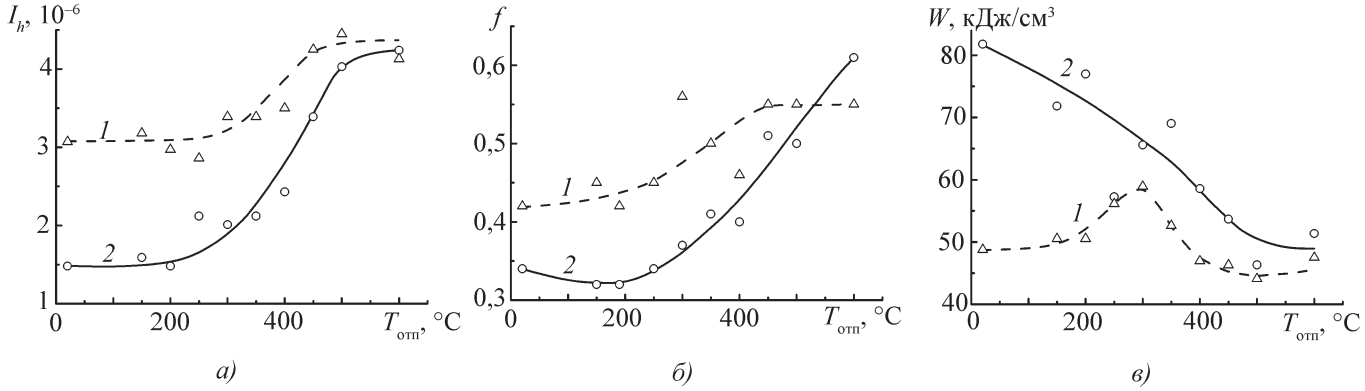


Рис. 7. Влияние температуры отпуска на интенсивность изнашивания (*а*), коэффициент трения (*б*) и удельную работу изнашивания (*в*) при испытании по закрепленному абразиву (кремню) образцов из цементованной стали 20Х в исходном состоянии после термической обработки (*1*) и после фрикционного выглаживания (*2*)

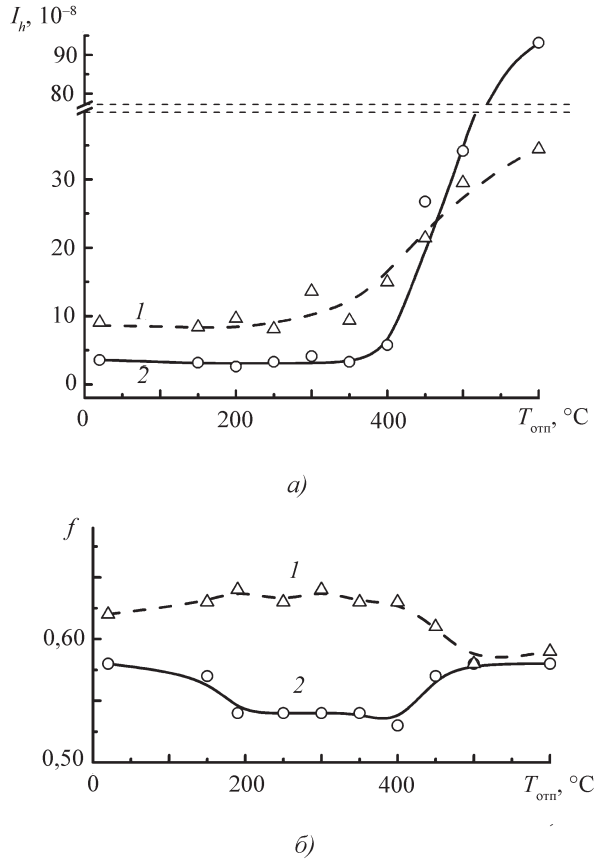


Рис. 8. Влияние температуры отпуска на интенсивность изнашивания (*а*) и коэффициент трения (*б*) при трении скольжения по стальной пластине (сталь 45, 50 HRC) на воздухе цементованной стали 20Х в исходном состоянии после термической обработки (*1*) и после фрикционного выглаживания (*2*)

суется с зависимостью от температуры отпуска микротвердости деформированной поверхности (см. рис. 6, *а*, кривая *2*).

В условиях адгезионного взаимодействия контактирующих поверхностей преимущество в износостойкости (пониженные значения I_h) у подвергнутой фрикционному выглаживанию поверхности (см. рис. 8, *а*, кривая *2*) в сравнении с исходным состоянием (см. рис. 8, *а*, кривая *1*) сохраняется лишь в диапазоне температур отпуска 150...400 °С, а после отпуска при 450...600 °С деформированная сталь характеризуется более высокой интенсивностью изнашивания, чем недеформированная сталь. Это может быть обусловлено разупрочнением цементованной стали 20Х в результате нагрева до 450 °С (см. рис. 6, *а*) ниже критического уровня, когда разрушение градиентного поверхностного слоя подвергнутой фрикционному выглаживанию стали при адгезионном изнашивании начинает развиваться по глубинным менее прочным слоям материала.

Рисунок 8, *б* показывает, что при трении в паре со сталью 45 цементованная сталь 20Х, подвергнутая фрикционному выглаживанию (кривая *2*), характеризуется пониженными значениями коэффициентов трения в сравнении с недеформированной сталью (кривая *1*) в диапазоне температур отпуска 150...450 °С. Однако отмеченная разница в коэффициентах трения невелика: для обоих состояний и всех температур отпуска значения коэффициентов трения находятся в пределах 0,52...0,64.

Заключение

Показана возможность промышленной реализации на токарно-фрезерных центрах технологии фрикционного выглаживания инструментом с индентором из твердого материала при коэффициенте трения f = 0,2...0,5, обеспечивающей формирование на поверхности детали из цементованной низколегированной стали 20Х функционального нанокристаллического слоя с улучшенными эксплуатационными характеристиками (повышенными уровнями твердости, сопротивления упругим и пластическим деформациям, износостойкости в условиях сухого трения скольжения в окислительной и безокислительной средах, сопротивления абразивному изнашиванию по механизмам микроцарапания и микрорезания, пониженным коэффициентом трения) и высоким уровнем благоприятных сжимающих напряжений.

Установлено сохранение повышенных прочностных и трибологических характеристик деталей из цементованной стали, подвергнутых фрикционному выглаживанию, при нагреве до температуры 400 °С.

Важным технологическим аспектом промышленной реализации наноструктурирующего выглаживания стальных поверхностей является обеспечение виброустойчивости процесса за счет рационального применения специального инструмента с УДС.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Алехин В.П., Алехин О.В.** Закономерности формирования наноструктурного состояния конструкционных и инструментальных сталей при поверхностной упрочняющей обработке и ее технологические параметры // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 9. С. 32–39.

2. **Liu G., Wang S.C., Lou X.F.** et al. Low carbon steel with nanostructured surface layer induced by high-energy shot peening // Scripta Malerialia. 2001. Vol. 44. P. 1791–1795.

3. **Lu K., Lu J.** Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 375–377. P. 38–45.

4. **Wang Z.B., Tao N.R., Li S.** et al. Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel // Materials Science and Engineering: A. 2003. Vol. 352. № 1–2. P. 144–149.

5. **Umemoto M., Todaka K., Tsuchiya K.** Formation of nanocrystalline structure in carbon steels by ball drop and particle impact techniques // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 375–377. P. 899–904.

6. **Calistes R., Swaminathan S., Murthy T.G.** et al. Controlling gradation of surface strains and nanostructuring by

large-strain machining // Scripta Malerialia. 2009. Vol. 60. P. 17–20.

7. **Макаров А.В., Коршунов Л.Г.** Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия вузов. Физика. 2004. № 8. С. 65–80.

8. **Повышение** теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, И.Ю. Малыгина, И.Л. Солодова // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 3. С. 57–62.

9. **Макаров А.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю.** Повышение микротвердости и теплостойкости низкоуглеродистых сплавов железа при наноструктурировании поверхности фрикционной обработкой // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 5. С. 32–38.

10. **Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Выходец В.Б.** и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // Физика металлов и металловедение. 2010. Т. 110. № 5. С. 530–544.

11. **Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Саврай Р.А.** и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки и последующего отпуска на структуру, твердость и вихретоковые характеристики закаленных конструкционных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 4. С. 26–33.

12. **Пат. 2194773 РФ.** Способ обработки стальных изделий / Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Осинцева А.Л. Опубл. в БИМП. 2002. № 35.

13. **Бабей Ю.И.** Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. Киев: Наукова думка, 1988. 240 с.

14. **Юркова А.И., Мильман Ю.В., Бякова А.В.** Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. I. Особенности формирования структуры // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 1. С. 2–11.

15. **Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И., Назаров Ю.А.** Структура поверхностных слоев и износостойкость закаленной стали 50Г после финишной антифрикционной безабразивной обработки // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. № 3. С. 5–9.

16. **Завалищин А.Н.** Образование диссипативных структур при механическом нанесении металлических покрытий на стальную поверхность // Физика металлов и металловедение. 2003. Т. 96. № 5. С. 61–66.

17. **Комбинированное** фрикционно-электрическое модифицирование стальных поверхностей трения / Ю.К. Машков, В.Р. Эдигаров, М.Ю. Байбарацкая, З.Н. Овчар // Трение и износ. 2006. Т. 27. № 1. С. 89–94.

18. **Кузнецов В.П.** Методика определения параметров инструмента для упругого выглаживания деталей на основе моделирования нелинейной динамики процесса // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 3(20). С. 18–26.

19. **Кузнецов В.П.** Имитационное моделирование влияния параметров технологической системы на виброустойчивость выглаживания поверхностей деталей // Металлообработка. 2010. № 1. С. 7–16.

20. **Пат. на полезную модель 62554 РФ.** Выглаживатель / Горгоц В.Г., Кузнецов В.П., Губанов В.Ф. Опубл. в БИПМ. 2007. № 12.

21. **Heilmann I., Clark W.A., Rigney D.A.** Orientation determination of subsurface cells generated by sliding // Acta Metallurgica. 1983. Vol. 31. № 8. P. 1293–1305.

22. **Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э.** и др. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. Киев: Наукова Думка, 1989. 320 с.

23. **Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A.** et al. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension // Surface and Coatings Technology. 2010. Vol. 205. P. 841–852.

24. **Zhilyaev A.P., Langdon T.G.** Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // Progress in Materials Science. 2008. Vol. 53. P. 893–979.

25. **Valiev R.Z., Langdon T.G.** Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Progress in Materials Science. 2006. Vol. 51. P. 881–981.

26. **Смирнов С.В., Швейкин В.П.** Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением. Екатеринбург: УрО РАН, 2009. 255 с.

27. **Кузнецов В.П., Макаров А.В., Саврай Р.А.** и др. Финишная обработка термоупрочненной высокохромистой стали однопроходным алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре инструментом с узлом динамической стабилизации // Вестник научно-технического развития. 2011. № 5(45). С. 20–36.

28. **Кузнецов В.П., Макаров А.В., Саврай Р.А.** и др. Формирование высококачественных поверхностей деталей из коррозионно-стойкой стали выглаживанием специальным инструментом с узлом динамической стабилизации на токарно-фрезерном центре // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 3–15.

29. **Role of strain** gradient on the formation of nanocrystalline structure produced by severe plastic deformation / J.G. Li, M. Umemoto, Y. Todaka, K .Tsuchiya // Journal of Alloys and Compounds. 2007. Vol. 434–435. P. 290–293.

30. **Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L.** Ultrafine structures formed upon friction and their effect on the tribological properties of steels // The Physics of Metals and Metallography. 2000. Vol. 90. S. 1. P. S48–S58.

31. **Nanostructure** of a cold drawn tempered martensitic steel / X. Sauvage, X. Quelennec, J.J. Malandain, P. Pareige // Scripta Malerialia. 2006. Vol. 54. P. 1099–1103.

32. **Oliver W.C., Pharr J.M.** An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // Journal of materials research. 1992. Vol. 7. № 6. P. 1564–1583.

33. **Cheng Y.T., Cheng C.M.** Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614–618.

34. **Leyland A., Matthews A.** On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimized tribological behavior // Wear. 2000. Vol. 246. P. 1–11.

35. **Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J.** Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 174–175. P. 725–731.

36. **Особенности** структуры и физико-механических свойств наноструктурных тонких пленок / Д.В. Штанский, С.А. Кулинич, Е.А. Левашов, J.J. Moore // Физика твердого тела. 2003. Т. 45. Вып. 6. С. 1122–1129.

37. **Структура,** прочность и теплостойкость мартенсита стали У8, деформированной трением / Л.Г. Коршунов, А.В. Макаров, Н.Л. Черненко, С.П. Насонов // Физика металлов и металловедение. 1996. Т. 82. № 2. С. 38–48.

38. **Оценка качества** упрочняющей фрикционной обработки и последующего отпуска эвтектоидной стали вихретоковым методом / А.В. Макаров, Э.С. Горкунов, Л.Х. Коган, И.Ю. Малыгина // Дефектоскопия. 2009. № 2. С. 78–91.

УДК 621.791.927.55.034

Е.В. Агеев, Б.А. Семенихин, Е.В. Агеева
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск),
Р.А. Латыпов *(Московский государственный вечерний металлургический институт)*
E-mail: ageev_ev@mail.ru

Оценка эффективности применения твердосплавных порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердых сплавов, при восстановлении и упрочнении деталей композиционными гальваническими покрытиями*

Представлены результаты оценки эффективности применения порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердых сплавов, при восстановлении и упрочнении деталей композиционными гальваническими покрытиями.

Ключевые слова: *отходы твердых сплавов, электроэрозионное диспергирование, порошок, композиционные гальванические покрытия.*

The results assessment of efficiency of application of hard-alloy powders obtained electroerosive dispersion of scraps of hard alloys, at recovery and hardening of details composite galvanic by coatings.

Keywords: *scraps of rigid alloys, electroerosive dispersion, powder, composite galvanic coatings.*

Восстановление деталей современной автотракторной техники с высоким уровнем надежности и требуемым ресурсом – сложная и актуальная задача. Эта задача может быть решена за счет применения эффективных методов поверхностного упрочнения при восстановлении деталей машин путем применения специальных износостойких материалов, обеспечивающих получение покрытий с заданными физическими свойствами.

Одним из наиболее универсальных и гибких технологических приемов воздействия на свойства обрабатываемых поверхностей, как метод восстановления и упрочнения деталей, работающих в условиях интенсивного изнашивания, является нанесение *композиционных гальванических покрытий* (КГП) многоцелевого назначения. Суть метода осаждения КГП заключается в том, что вместе с металлом из гальванической ванны на детали осаждают различные порошки: оксиды, карбиды, бориды или сульфиды, а также порошки полимеров, металлов и др.

Включение дисперсных материалов в металлическую матрицу значительно изменяет свойства покрытий, а главное – значительно повышает их антифрикционные характеристики, износо-, термическую и коррозионную стойкость, что создает предпосылки для широкого применения покрытий в самых разнообразных устройствах.

Практические примеры реализации технологии осаждения КГП показали, что гальванические покрытия с дисперсной фазой обладают уникальными свойствами и могут быть использованы для решения разнообразных задач. Преимущества метода: простота нанесения покрытий непосредственно на детали, низкая себестоимость, возможность автоматизации технологического процесса, незначительное влияние покрытий на свойства материала деталей.

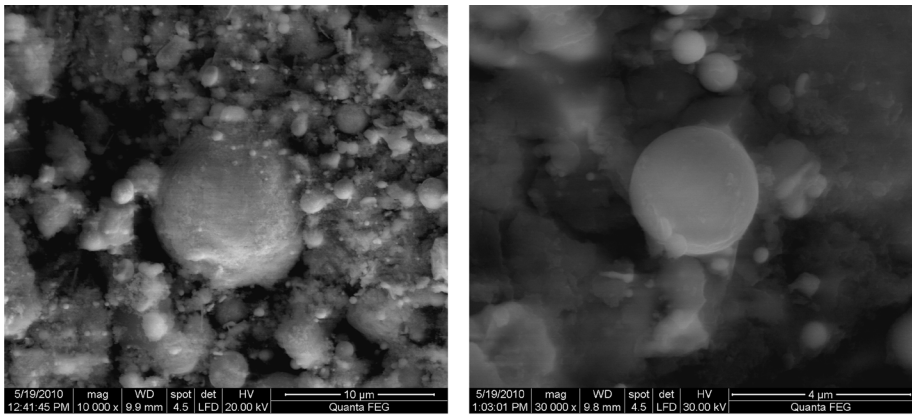
Наибольшее распространение при восстановлении деталей автотракторной техники имеют хромирование и железнение. Учитывая, что при хромировании могут быть получены покрытия толщиной до 0,2...0,5 мм, а при железнении – 1,0...1,5 мм и даже более, то процесс железнения обеспечивает возмож-

* Работа выполнена в рамках реализации Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг.

ность восстановления деталей практически при любом их износе. Именно поэтому железнение нашло более широкое применение в ремонтном производстве для восстановления изношенных деталей автотракторной техники, чем хромирование.

Для получения КГП при восстановлении и упрочнении деталей машин целесообразно использовать простой горячий хлористый электролит железнения средней концентрации.

Однако во многих случаях прочность и износостойкость железных покрытий оказываются недостаточными для эффективного восстановления тяжелонагруженных деталей современной автотракторной техники.



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктуры частиц порошков:
а – ВК8; *б* – Т15К6

Одним из вариантов решения данной проблемы является использование электролита-суспензии на основе железа, включающего порошок карбида вольфрама [1].

Цель работы – оценка эффективности применения порошков на основе карбида вольфрама, полученных *электроэрозионным диспергированием* (ЭЭД) из отходов твердых сплавов, при восстановлении и упрочнении деталей КГП.

Карбид вольфрама является основой спеченных твердых сплавов, переработка отходов и дальнейшее использование которых являются актуальной проблемой. Твердосплавные пластины нашли широкое распространение в машиностроении. Использование порошков, полученных из отходов твердых сплавов, а не промышленно выпускаемых (достаточно дорогих), в качестве высокотвердой дисперсной составляющей КГП позволит повысить качество, надежность и долговечность деталей машин с минимумом затрат на порошковые материалы.

Промышленные способы получения порошков из отходов твердых сплавов имеют ряд недостатков: крупнотоннажность, энергоемкость, большие производственные площади, а также экологические проблемы (сточные воды, вредные выбросы). Более перспективным методом получения порошковых материалов из отходов твердых сплавов, отличающимся относительно невысокими энергетическими затратами и экологической чистотой процесса, является метод ЭЭД [2]. Процесс ЭЭД представляет собой разрушение любого токопроводящего материала в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами.

На разработанной авторами экспериментальной установке для ЭЭД [3–5] были получены порошки из отходов твердых сплавов марок ВК8 и Т15К6 (рис. 1).

Далее были исследованы их физико-технологические свойства, которые, как показали результаты исследований, мало отличаются от свойств промышленно выпускаемых порошков, а по некоторым параметрам превосходят их и, что немаловажно, они значительно дешевле промышленных.

При опробовании технологии нанесения КГП на основе железа с применением в качестве дисперсной фазы порошков на основе карбида вольфрама, полученных из отходов спеченных твердых сплавов, разработали технологию восстановления поршневых пальцев двигателя СМД-14/18/20.

Для получения КГП на основе железа использовали простой хлористый среднеконцентрированный электролит для железнения, г/л: $C_{FeCl_2 \cdot 4H_2O} = 300$; C_{HCl} = 0,8...1,5. В приготовленный электролит вводили небольшими порциями и тщательно перемешивали порошок, полученный из отходов твердых сплавов ВК8 и Т15К6 методом ЭЭД, при следующих параметрах установки ЭЭД: напряжение на электродах – 120 В; емкость разрядных конденсаторов – 5 мкФ; частота следования импульсов – 1000 Гц. Нанесение покрытий осуществляли при температуре ванны 70 °С; плотности катодного тока 50 А/дм^2; концентрации порошка в электролите 0; 50; 100 и 150 г/л.

Зависимости микротвердости КГП от концентрации порошка, полученного из отходов твердых сплавов марок ВК8 и Т15К6 методом ЭЭД, в электролите представлены на рис. 2.

Экспериментально установлено, что микротвердость КГП незначительно выше микротвердости железных покрытий (550 МПа). Причем микротвер-

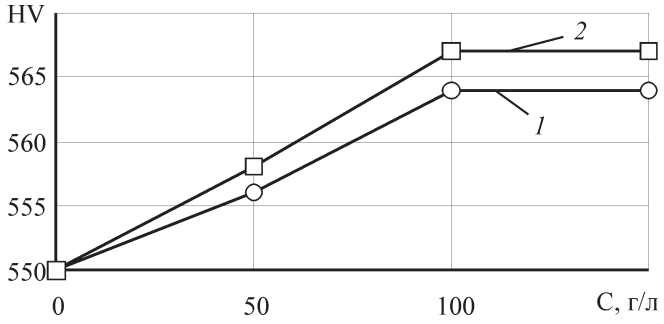


Рис. 2. Зависимости микротвердости КГП от концентрации порошка в электролите:
1 – ВК8; *2* – Т15К6

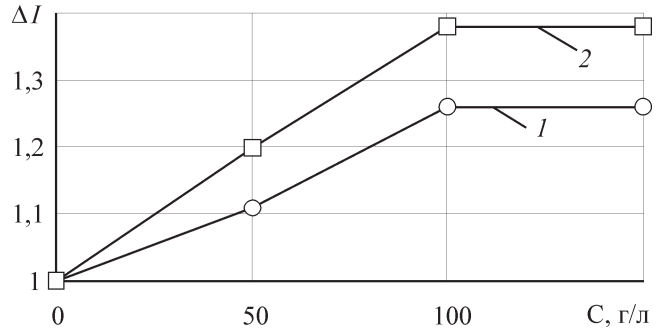


Рис. 3. Зависимости относительной износостойкости КГП от концентрации порошка в электролите:
1 – ВК8; *2* – Т15К6

дость КГП с добавлением порошка Т15К6 (2300 МПа) выше, чем с добавлением порошка ВК8 (1900 МПа), поскольку сам сплав Т15К6 имеет несколько большую микротвердость относительно сплава ВК8.

Испытания на износостойкость полученных покрытий проводили в соответствии с ГОСТ 23.208–79 "Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы". Результаты исследований относительной износостойкости покрытий представлены на рис. 3.

Экспериментально установлено, что относительная износостойкость КГП выше износостойкости простых железных покрытий, принятой равной единице, причем с добавлением порошка Т15К6 выше, чем с добавлением порошка ВК8. Экспериментальные данные по микротвердости и износостойкости коррелируют между собой; при повышении микротвердости отмечается рост износостойкости.

Поршневые пальцы двигателя СМД-14/18/20 были восстановлены по разработанной технологии на найденных в результате лабораторных испытаний оптимальных режимах, установлены на двигатели внутреннего сгорания и отправлены на эксплуатационные испытания в ООО "НВА АГРОСЕРВИС", которые проводили в течение полутора лет.

Результаты проведенных эксплуатационных испытаний показали, что ресурс восстановленных поршневых пальцев находится на уровне новых. Двигатели с восстановленными поршневыми пальцами эксплуатируются до настоящего времени. Сведений об отказах двигателей по причине выхода из строя восстановленных поршневых пальцев не поступало.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бородин И.Н.** Порошковая гальванотехника. М.: Машиностроение, 1990. 240 с.

2. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А.** Выбор метода получения порошковых материалов из отходов спеченных твердых сплавов // Известия Самарского научного центра РАН. 2009. Спец. вып.: Актуальные проблемы машиностроения. С. 12–15.

3. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А.** Выбор оборудования для получения порошковых материалов методом электроэрозионного диспергирования // Материалы и технологии XXI века: сб. ст. VII Междунар. науч.-техн. конф. Пенза: Приволжский дом знаний, 2009. С. 142–146.

4. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А., Латыпов Р.А.** Разработка генератора импульсов установки электроэрозионного диспергирования // Информационно-измерительные, диагностические и управляющие системы. Диагностика – 2009: сб. матер. Междунар. науч.-техн. конф.: в 2-х ч. Ч. 2. Курск, 2009. С. 144–147.

5. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А.** и др. Разработка установки для получения порошков из токопроводящих материалов // Известия Самарского научного центра РАН. 2009. Т. 11(31). № 5(2). С. 234–237.

УДК 620.17:669.11.14:553.65

В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, А.Ф. Мельшанов, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачёв
(Учреждение РАН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова, г. Москва)
E-mail: mnsv@mail.ru

Свойства медных покрытий, нанесенных газодинамическим напылением

Получена модель влияния основных технологических параметров напыления на структуру и свойства покрытия. Показано, что основным механизмом формирования структуры и свойств при напылении с низкой температурой потока воздуха является деформация пластичных частиц меди корундом, а при использовании высокой температуры напыления на структуру и свойства покрытия меди также оказывает влияние температура потока воздуха. Получены зависимости твердости и толщины наносимого покрытия от технологических параметров напыления (температуры, расстояния до напыляемой поверхности, скорости перемещения сопла относительно поверхности и числа циклов напыления (времени обработки)). Показана возможность формирования слоя меди твердостью до ≈1250 МПа, что соответствует твердости латуни со степенью деформации 30...50 %. Сформированы возможные области применения технологии газодинамического напыления меди в машиностроении.

Ключевые слова: *пластическая деформация, покрытие, твердость, наклеп, сопло, удельное электрическое сопротивление.*

A sample piece of agency of the basic technological parameters of a spraying on structure and properties of covering is obtained. It is displayed, that the basic mechanism of shaping of structure and properties at a spraying with low temperature of a stream of air is the strain of plastic corpuscles of cuprum corundum. And at use of a heat of a spraying on structure and properties of covering of cuprum as the temperature of a stream of air exercises influence. Dependences of hardness and width of a plotted covering on technological parameters of a spraying are gained (temperatures, distances to a plotted surface, speed of migration of a nozzle concerning a surface and a cycling of a spraying (processing time)). Possibility of shaping of a stratum of cuprum with hardness to ≈1250 MPa is displayed, that matches to hardness of yellow metal with an amount of reduction of 30...50 %. Possible areas of application of production engineering gas-dynamic cuprum dusting in engineering industry are generated.

Keywords: *flowage, covering, hardness, cold-work, nozzle, specific electric resistance.*

Газодинамические установки (ГДУ) представляют собой малогабаритные устройства, в которых за счет использования аэродинамического сопла можно получать струю газа – воздуха со сверхзвуковой скоростью. При введении в струю воздуха твердых частиц, например корунда, можно проводить подготовительные операции по очистке поверхности от разнообразных загрязнений или, используя пластичные частицы (меди, цинка, алюминия), наносить на поверхность изделий разнообразные по свойствам защитные, декоративные или токопроводящие покрытия [1, 2].

Несмотря на то что возможность напыления качественных покрытий с помощью ГДУ получила экспериментальное и практическое обоснование в начале 2000-х годов, этот метод уже нашел применение для восстановления изношенных поверхностей деталей, а также устранения брака, допущенного при механической обработке или литье изделий [2].

Между тем есть области машиностроения, где использование газодинамического нанесения покрытия, например медного, позволит решить не только задачи повышения ресурса деталей, но и улучшения экологической безопасности производства. Повышение ресурса может быть обеспечено нанесением качественного медного покрытия толщиной 10^{-4} м и более на сопряженные поверхности деталей. В этом случае целесообразно рассчитывать на улучшение прирабатываемости рабочей поверхности детали, например шестерен, и повышение триботехнических характеристик узлов трения.

Коэффициент трения скольжения меди по среднеуглеродистой стали при сухом трении пар или использовании смазки не уступает таким сопряжениям, как латунь–сталь или бронза–сталь, которые достаточно широко используются в машиностроении [3]. Например, на металлургических предприятиях применяют подшипниковые узлы трения – скольжения, в которых одна из деталей изготовлена из дефицитных цветных металлов и сплавов (медь, бронза, латунь), а другая – из стали. Обычно это пары трения типа стальной вал – бронзовая втулка, стальная пята – латунный подпятник, стальная вилка шарнира – бронзовый вкладыш и т.п. [4].

Решение проблемы повышения экологической безопасности производства может быть обеспечено за счет замены вредных технологических процессов. Например, медные покрытия на деталях из электротехнической стали получают с использованием галь-

ванического метода осаждения. При этом процесс проводят последовательно в две стадии в цианистых и сернокислотных ваннах, что создает проблемы по дополнительной защите персонала и дальнейшей утилизации отходов производства.

В данной работе рассмотрены вопросы повышения качества и проведена оценка влияния основных технологических параметров газодинамического напыления на структуру и свойства медного покрытия, формируемого на поверхности стали.

При проведении экспериментов по напылению медного покрытия использовали ГДУ мод. ДИМЕТ-404, изготовленную ООО "Обнинским центром порошкового напыления", которая позволяет проводить обработку поверхности как твердыми, так и пластичными частицами с подогревом потока воздуха. Для напыления применяли порошок марки С-01-01 производства Обнинского центра порошкового напыления, содержащий частицы технически чистой меди и корунда (ТУ 1793-021-40707672–00) [2]. Покрытие наносили на плоские образцы толщиной 50 мм, изготовленные из среднеуглеродистой конструкционной стали 45 в состоянии поставки.

Основные изменяемые технологические параметры газодинамического напыления: расстояние от сопла до напыляемой поверхности L; температура потока воздуха T; расход порошка m и скорость перемещения сопла относительно поверхности образца v. Давление воздуха p при проведении экспериментов поддерживали постоянным $6 \cdot 10^5$ Па.

Температуру потока воздуха измеряли термопарой, расположенной от среза сопла на расстоянии 10 и 20 мм, при разном положении регулятора температуры на блоке управления установки ДИМЕТ-404. Термопару, изготовленную из сплава хромель–алюмель, закрепляли в специальной глине, которую высушивали при комнатной температуре и размещали так, чтобы спай термопары находился вдоль направления и по центру потока воздуха. Расход порошка контролировали за счет взвешивания отобранных проб на электронных весах с точностью $0{,}01 \cdot 10^{-3}$ кг.

Состояние тонкой структуры меди в зависимости от параметров напыления оценивали на основе измерения *удельного электрического сопротивления* (УЭС) по схеме двойного моста [5]. Как известно, УЭС материала не зависит от размеров образца и определяется его химическим составом и состоянием структуры.

Согласно правилу Матиссена, УЭС чистых металлов и твердых растворов низкой концентрации можно представить в виде [5]:

$$\rho = \rho_0 + \rho_t, \qquad (1)$$

где ρ_0 – остаточное сопротивление;

ρ_t – часть сопротивления, зависящая от температуры.

Считается, что возрастание электрического сопротивления при пластической деформации обусловлено увеличением искажения кристаллической решетки. Кроме того, так как остаточное сопротивление обусловлено наличием примесей и дефектов строения, то любое воздействие на материал, которое повышает их число, приводит к увеличению удельного сопротивления.

Метод исследования медного покрытия с помощью измерения УЭС был выбран из предположения, что при газодинамическом напылении частицы меди могут подвергаться пластической деформации при соударении с подложкой и частицами корунда [2]. В таком случае пластическая деформация меди должна приводить к увеличению точечных (вакансии и внедренные атомы) и протяженных (дислокаций) дефектов, наличие которых приводит к искажению решетки и повышению уровня микронапряжений [6].

При исследовании УЭС и оценке результатов следует учитывать, что основной вклад в его повышение вносят вакансии и межузельные атомы, а влияние границ зерен и дислокаций незначительно [5]. Причем при нагреве металлов проходят процессы возврата, при которых точечные дефекты аннигилируют и их влияние на УЭС можно не учитывать. В этом случае разницу в величине электрического сопротивления можно отнести за счет наличия таких дефектов в структуре, как поры или другие несовершенства, приводящие к локальному разрыву металла и увеличению удельного сопротивления.

Таким образом, в результате исследования УЭС предполагалось оценить влияние технологических параметров напыления на дефектность макро- и микроструктуры формируемого на поверхности медного покрытия (поры, дефекты структуры, границы раздела).

Твердость измеряли при нагрузке HV 0,05/10 (ГОСТ 2999–75) по толщине нанесенного медного покрытия на специально подготовленных образцах. На этих же образцах (шлифах) визуально оценивали наличие дефектов в покрытии и разрывов на границе медь–сталь. Кроме того, на инструментальном микроскопе проводили измерение толщины медного покрытия с точностью 10^{-5} м. Динамику роста толщины медного покрытия оценивали как функцию технологических параметров напыления, а также времени обработки, которое варьировали за счет изменения числа перемещений (циклов N) сопла относительно обрабатываемой поверхности без изменения траектории движения.

Зависимость температуры воздуха от расстояния до сопла

Положение регулятора температуры	Температура воздуха T, °С, на расстоянии от сопла L, мм	
	10	20
1	180	180
2	270	–
3	360	340
4	450	–
5	540	500

Примечание. Измерение проводили после включения регулятора температуры на соответствующую позицию и нахождения спая термопары под воздействием потока воздуха в течение 30...40 с.

Измерение температуры потока воздуха показало, что она меняется достаточно равномерно при изменении положения регулятора температуры на блоке управления установки ДИМЕТ-404. Перевод температурного режима на следующую позицию приводит к повышению температуры воздуха на 90 °С (таблица). С увеличением расстояния от сопла до поверхности происходит незначительное падение температуры воздуха.

Предварительные эксперименты по исследованию режимов и параметров работы ГДУ, а именно температуры и расхода порошка, показали, что для получения стабильных физико-механических характеристик покрытия важно учитывать и соблюдать следующее правило. При установлении температурного режима на блоке управления и наличии сигнальной индикации о готовности к работе необходимо выждать не менее 30 с, перед тем как осуществить процесс напыления.

Этого периода времени достаточно для того, чтобы температура воздуха стала максимальной и стабильной.

Разница в температуре, измеренной в момент когда на блоке температурного режима "загорелся" сигнал достижения температуры и после выдержки в течение 30 с может достигать 100 °С и более. Особенно учитывать данный фактор важно при напылении покрытий из материалов, свойства которых существенно зависят от температуры.

Расход порошка не имеет линейной зависимости от положения регулятора подачи порошка на блоке управления. При положении регулятора на минимальном значении расход порошка очень неравномерен, что может оказывать значительное влияние на толщину, свойства и качество наносимого покрытия.

Цель работы – на основе полученных результатов разработать модель формирования покрытия газодинамическим напылением, которая показывала бы влияние основных факторов на структуру и свойства меди.

Установлено, что основным фактором, влияющим на структуру и свойства медного покрытия, нанесенного на сталь, является температура потока воздуха, который носит многокомпонентный характер. Повышение температуры оказывает влияние на скорость потока воздуха и, следовательно, частиц меди и корунда, вводимых в поток.

Повышение энергии частиц может сопровождаться более сильным соударением их между собой и подложкой, что должно приводить к увеличению степени деформации пластичных частиц и существенному наклепу меди [6]. Однако повышение температуры воздуха может приводить к более значительному прогреву частиц металла и реализации процесса деформирования в пластичном состоянии. В этом случае эффект упрочнения (наклеп) при деформации нагретых частиц будет не столь ощутимым (число микродефектов, микронапряжения и т.д.). Кроме того, нельзя исключать возможного влияния температуры потока воздуха на структуру и свойства медного покрытия за счет прохождения процессов, характерных для металлов, подвергнутых деформации при последующей термической обработке (отпуске) [7].

Если рассматривать основные исследуемые технологические параметры напыления, то можно отметить следующее:

1. Увеличение температуры потока воздуха T должно сопровождаться повышением скорости частиц, а также возрастанием влияния теплового потока на частицы и наносимый слой.

2. Увеличение скорости перемещения сопла относительно поверхности v не должно влиять на энергию частиц, но должно уменьшать время обработки и, соответственно, снижать тепловое воздействие на медное покрытие.

3. Увеличение дистанции напыления L должно приводить к снижению скорости и энергии частиц и уменьшать влияние потока тепла на покрытие.

Визуальная оценка медного покрытия, нанесенного на поверхность образца при перемещении сопла относительно поверхности, позволяет определить, что он имеет форму сегмента красноватого оттенка. При напылении с температурой нагрева ≈ 540 °С на поверхности нанесенного слоя наблюдается рыхлый слой оксидов меди. При продолжении напыления форма слоя начинает приближаться к треугольной и достигает ее при пяти перемещениях сопла относительно поверхности (циклов напыления) без изменения траектории движения (рис. 1, см. с. 3 обложки).

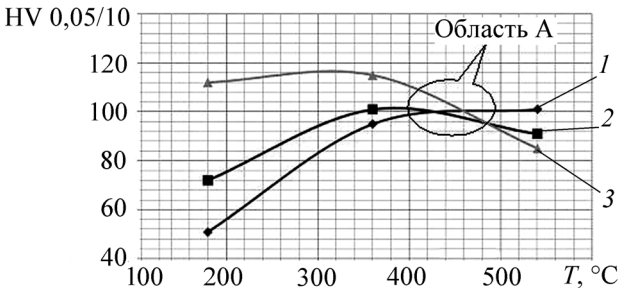


Рис. 2. Зависимости твердости покрытия от температуры воздуха (L = 10 мм) при числе циклов напыления:
1 – 1; *2* – 3; *3* – 5

При возрастании температуры потока воздуха от 180 до 540 °С при постоянном времени напыления твердость медного покрытия существенно повышается с 480 до 980 МПа соответственно (рис. 2). Выявлено, что с увеличением скорости потока воздуха за счет возрастания энергии твердых и пластичных частиц свойства медного покрытия значительно меняются.

Более значительная энергия соударения должна приводить к повышению деформации частиц меди и, соответственно, увеличению степени наклепа, т.е. проявляется влияние такого технологического параметра процесса, как температура на свойства формируемого медного покрытия через возрастание скорости потока воздуха и, соответственно, частиц.

Однако с увеличением времени напыления (три и, особенно, пять проходов – циклов) зависимость твердости меди от температуры напыления имеет несколько иной характер. При использовании температуры потока воздуха 180 °С твердость меди значительно возрастает и достигает 1117 МПа. Так как скорость и энергия частиц не меняются при постоянной температуре напыления, то повышение твердости может быть обусловлено только неоднократным воздействием на медь частицами корунда и ее наклепом. При этом неоднократное воздействие (удары частицами корунда) производится по меди, имеющей минимальную температуру нагрева. В данном случае выявлена зависимость твердости меди от времени обработки при низкой температуре напыления.

Аналогичная, но не столь существенная тенденция повышения твердости меди при возрастании времени обработки наблюдается при напылении с температурой ≈ 360 °С. Дальнейшее повышение температуры напыления до ≈ 540 °С приводит к снижению твердости медного покрытия. При этом снижение твердости более существенно при увеличении времени (числа циклов) напыления.

В этом случае можно сделать предположение о том, что на снижение твердости медного покрытия могут оказывать влияние два фактора: нагрев частиц меди в потоке горячего воздуха и прохождение деформации в пластичном состоянии; тепловое воздействие потока воздуха на медное покрытие и прохождение в нем процессов, присутствующих в деформированных металлах при последующей термической обработке [7].

Теплопроводность в твердых телах описывается уравнением, в котором кроме геометрических и теплофизических характеристик и параметров материалов присутствуют градиент температуры ΔT и время t [8]. При повышении температуры внешней среды градиент температуры ΔT между медью и потоком воздуха возрастает, частицы меди должны прогреваться в большей степени за время нахождения в нагретой среде. Однако при этом повышается скорость воздушного потока и, соответственно, частиц, что приводит к уменьшению нахождения их в потоке тепла и времени нагрева и прогрева t.

В таком случае с достаточной степенью вероятности можно сказать, что если частицы меди при повышении температуры воздушного потока имеют дополнительный прогрев, то он должен быть весьма незначительным. Кроме того, как показано в ряде исследований, температура газа в сопле значительно снижается за счет адиабатического расширения. Снижение температуры нивелирует возможное влияние предварительного нагрева газа, что в итоге не приводит к дополнительному прогреву частиц меди при напылении с использованием высоких температур [1].

В этом случае понижение твердости меди при высокой температуре напыления происходит только за счет теплового воздействия потока воздуха на покрытие и прохождения в нем процессов, происходящих в металлах, подвергнутых последующей термической обработке (отпуску).

На основе анализа дюрометрических результатов выявлена зависимость твердости меди от времени напыления при высокой температуре потока воздуха.

Предварительная оценка результатов дюрометрического исследования меди показала, что при низкой температуре напыления основным механизмом формирования структуры и свойств медного покрытия является деформация твердыми частицами пластичных. При более высокой температуре напыления на свойства формируемого покрытия оказывает влияние не только деформация твердыми частицами пластичных частиц, но и прогрев наносимого покрытия потоком воздуха.

Полученные результаты показывают наличие технологических параметров напыления (температура ≈ 450 °С), при которых твердость медного покрытия не зависит от времени (числа циклов) обработки (см. рис. 2, область А). То есть, при использовании таких

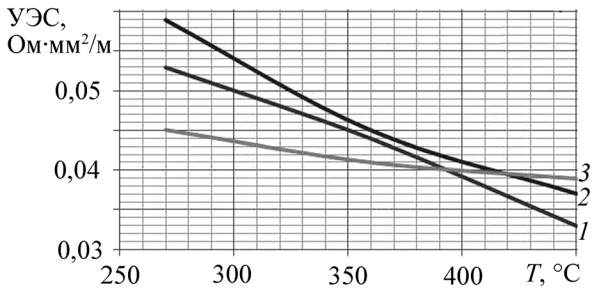


Рис. 3. Зависимости УЭС меди от параметров напыления: *1* – v = 0,01 м/с, *L* = 10 мм; *2* – v = 0,01 м/с, *L* = 20 мм; *3* – v = 0,02 м/см, *L* = 10 мм

режимов можно получать покрытия разной толщины с одинаковыми свойствами (механическими характеристиками).

Исследование УЭС медного покрытия, напыленного в три прохода с расходом порошка 0,4 г/с, показало, что оно снижается при повышении температуры напыления (рис. 3, линия *1*).

Как видно из представленных результатов, тепловое воздействие потока воздуха оказывает существенное влияние на УЭС. При одинаковом времени обработки повышение температуры напыления с 270 до 360 °С приводит к уменьшению УЭС, что может быть обусловлено только тепловым влиянием потока воздуха на состояние тонкой структуры покрытия.

Еще более заметно влияние теплового потока на состояние тонкой структуры меди при дальнейшем повышении температуры напыления. В слое меди при увеличении температуры напыления происходят процессы, характерные для деформированных металлов, подвергнутых отпуску, что в итоге приводит к получению равновесной структуры с минимумом микродефектов в решетке и, соответственно, понижению уровня микронапряжений в сравнении со структурой, полученной при использовании низких температур [7].

Измерение УЭС покрытия, нанесенного с увеличенной дистанцией напыления при разной температуре потока воздуха, показало аналогичную зависимость, т.е. его снижение при повышении температуры напыления. Причем при напылении с более дальней дистанции УЭС меди имеет более высокое значение с использованием как низкой, так и высокой температуры потока воздуха (см. рис. 3, линия *2*).

В соответствии с выявленными и приведенными выше закономерностями более высокое сопротивление меди при напылении при 450 °С может быть связано с понижением температуры газового потока и меньшим тепловым влиянием его на структуру и свойства покрытия.

УЭС меди, полученные при использовании средней температуры напыления, мало отличаются, что может служить косвенным подтверждением незначительных изменений в условиях напыления.

В соответствии с выявленными выше закономерностями влияния температуры на формирование покрытия, увеличение скорости перемещения сопла относительно поверхности образца фактически должно снижать время напыления и, соответственно, воздействие твердыми частицами, а также уменьшать влияние теплового потока воздуха при высоких температурах нанесения меди.

Проведенные исследования УЭС показали, что при напылении при низкой температуре оно становится ниже, что может свидетельствовать об уменьшении деформации и наклепа. При использовании более высоких температур УЭС меди выше, что может трактоваться как снижение теплового влияния и, соответственно, замедление процессов, происходящих при отпуске деформированных металлов (см. рис. 3, линия *3*).

Последующая дополнительная тепловая обработка воздухом (температура 360°, *N* = 15; 20) медного покрытия, нанесенного при температуре 360 °С и дистанции 10 мм, незначительно влияет на УЭС. Иначе говоря, длительное теплое воздействие при данной температуре не сказывается на тонкой структуре и свойствах формируемого медного покрытия.

Тепловая обработка аналогичного образца воздухом (температура 450 °С, *N* = 15; 20) позволяет понизить УЭС до 0,034 Ом·мм²/м, т.е. до значения, которое имеет медное покрытие, нанесенное на поверхность стали при температуре 450 °С.

Таким образом, влияния воздушного потока температурой 360 °С не достаточно для прохождения определенных процессов в слое меди и получения равновесной структуры с минимальными микронапряжениями. В таком случае можно предположить, что напыление с температурой более 400 °С позволяет получить покрытие с достаточно равновесной структурой и минимальными напряжениями и, соответственно, обладающего более высокими механическими характеристиками, чем напыление при более низкой температуре, например ниже 300 °С.

Предварительные испытания прочности медного покрытия на срез, которые проводили для оценки схемы и параметров нагружения на образцах после напыления при температурах 180, 360 и 540 °С, позволили выявить отмеченные выше тенденции. Так, прочность покрытия, нанесенного при 360 °С, значительно ниже, чем покрытия, нанесенного при температуре 540 °С. В данном случае получено качествен-

ное подтверждение того, что напыление при повышенных температурах (более 400 °С) позволяет получить медное покрытие с более высокими механическими характеристиками за счет формирования равновесной структуры с минимумом напряжений.

Термическая обработка медного покрытия, полученного при напылении с дистанций 10 и 20 мм и температуре 360 °С, в печи при температуре ≈ 475 °С и выдержке 4 ч приводит к значительному снижению УЭС до 0,024 Ом·мм^2/м. По-видимому, в этом случае процессы стабилизации тонкой структуры меди прошли полностью и величина остаточного сопротивления характеризует только наличие макродефектов (пор, границ и т.д.).

Следует отметить, что твердость наклепанной меди при определенных режимах напыления приближается к твердости латуни, имеющей степень деформации 30...50 % (ГОСТ 15527–2004, ГОСТ 17711–93).

Отметим также, что толщина формируемого покрытия зависит от всех приведенных выше параметров напыления: температуры, расхода порошка, расстояния от сопла и скорости перемещения сопла относительно поверхности (рис. 4).

В структуре меди наблюдаются дефекты, имеющие размер порядка (10...15)·10^{-6} м по двум координатам и значительно меньший по третьей. Их формирование происходит за счет статистически неравномерного воздействия частицами корунда на медь и, как следствие, недостаточного уплотнения покрытия по объему.

К данному выводу подталкивают исследования структуры слоя меди, полученного при напылении с дистанции 30 мм и, особенно, 40 мм. Если при напылении с незначительной дистанции точечные дефекты имеют достаточно равномерное размещение по слою, то при увеличении расстояния до напыляемой поверхности они объединяются в большие по размеру участки и их число становится достаточно велико. При этом структура становится настолько хрупкой, что попытка измерить твердость при нагрузке HV 0,05/10 приводит к разрушению покрытия. С увеличением дистанции напыления энергия твердых частиц понижается настолько, что ее становится недостаточно для деформации пластичных частиц и формирования целостной металлической основы.

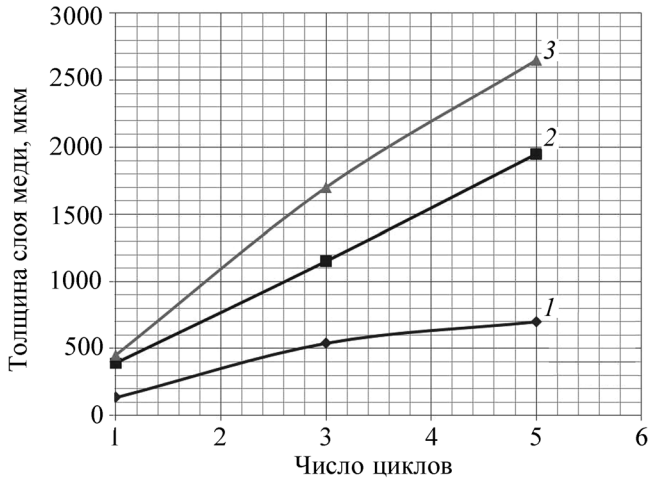


Рис. 4. Зависимости толщины покрытия от числа циклов напыления при температуре воздуха:
1 – 180 °С; *2* – 360 °С; *3* – 540 °С

Как показывают теоретические модели и практические результаты, наличие незначительных по величине дефектов (полостей) в структуре может благоприятно отразиться на повышении триботехнических характеристик медного покрытия за счет формирования на поверхности трения так называемых "масляных карманов" [9].

Выводы

1. На формирование структуры и свойств медного покрытия, полученного при газодинамическом напылении с температурой ≈ 300 °С, основное влияние оказывают скорость и энергия частиц с учетом времени обработки.

2. На формирование структуры и свойств медного покрытия, полученного при напылении с температурой ≈ 400 °С, влияние оказывают скорость и энергия частиц, а также тепловое воздействие нагретого воздуха с учетом времени обработки.

3. С использованием ГДУ можно наносить покрытия твердостью до ≈ 1260 МПа, что соответствует твердости латуни, подвергнутой обработке со степенью деформации 30...50 %.

4. В структуре упрочненной меди выявлены дефекты, имеющие размер по двум координатам порядка (10...15)·10^{-6} м, что с учетом высокой твердости можно рассматривать как положительный элемент повышения триботехнических характеристик поверхности за счет формирования "масляных карманов".

5. Твердость и толщину покрытия меди можно изменять и регулировать при помощи таких технологических параметров напыления, как температура воздуха, расстояние от среза сопла до напыляемой поверхности, расход порошка, скорость перемещения сопла относительно поверхности и время напыления.

6. Показано, что процесс газодинамического нанесения медного покрытия на сталь может оказаться весьма перспективным для создания опорных поверхностей трения, а также замены гальванических методов осаждения меди.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каширин А.И., Шкодкин А.В.** Метод газодинамического напыления металлических покрытий: развитие и современное состояние // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 12. С. 22–33.
2. **Димет.** Применение технологии и оборудования. www.dimet-r.narod.ru.
3. **DPVA** – инженерный справочник. www.dpva.info/GuidePhysics/Frication.
4. **Пара** скольжения – подшипниковый узел. www.ausferr.ru.
5. **Лифшиц Б.Г., Крапошин В.С., Липецкий Я.Л.** Физические свойства металлов и сплавов. М.: Мир, 1982. 447 с.
6. **Смелянский В.М.** Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 300 с.
7. **Колачев Б.А., Габидуллин Р.М., Пигузов Ю.В.** Технология термической обработки цветных металлов и сплавов: учеб. пособие для вузов. М.: Металлургия, 1980. 280 с.
8. **Кухлинг Х.** Справочник по физике. М.: Мир, 1985. 506 с.
9. **Гаркунов Д.Н.** Триботехника. М.: МСХА, 2001. 456 с.

УДК 621.793.79

С.Н. Григорьев *(МГТУ "Станкин")*,
В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, Г.Г. Калустян
(Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ"),
М.Я. Бычкова *(Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС")*
E-mail: VYFominskiy@mephi.ru

Влияние режимов импульсного лазерного осаждения на трибомеханические свойства тонкопленочных покрытий Mo–Se–Ni–C*

Показано, что бомбардировка высокоэнергетичными атомами является важным фактором получения качественных твердосмазочных покрытий Mo–Se–Ni–C при использовании метода импульсного лазерного осаждения. Установлено, что легирование углеродом до ~ 20 % ат. оказывало положительное влияние на трибологические свойства покрытий в атмосфере сухого воздуха, а высоколегированные углеродом слои предпочтительны для функционирования в воздушной атмосфере с повышенной влажностью. Приведены результаты исследования структурно-фазового состояния сформированных нанокомпозитных покрытий.

Ключевые слова: *нанокомпозитные покрытия, диселенид молибдена, алмазоподобный углерод, механические свойства, коэффициент трения, наноструктура.*

It was demonstrated that high-energy atoms bombardment during pulsed laser deposition of Mo–Se–Ni–C coatings resulted in improved tribomechanical properties of the solid self-lubricating coatings. Alloying with carbon (~ 20 % at.) influenced positively on the tribological properties of the coatings in a relatively dry testing environment is stated. It was necessary to increase the carbon concentration in the coatings to realize enhanced performance in air of high humidity. The chemical and nanostructural characterization of the coatings was performed.

Keywords: *nanocomposite coatings, molybdenum deselenide, diamondlike carbon, mechanical properties, coefficient of friction, nanostructure.*

Введение

Дихалькогениды переходных металлов (ДПМ), такие как дисульфиды и дислениды молибдена и вольфрама, хорошо известны как твердые самосмазывающиеся материалы, уникальные антифрикционные свойства которых определяются экстремальной анизотропией кристаллической решетки. Коэффициент трения в условиях вакуума для качественных покрытий, обладающих оптимальной структурой, химическим составом, плотностью, не превышает 0,001. Однако присутствие в зоне трения кислорода или паров воды оказывает сильное негативное действие на трибологические свойства чистых ДПМ-покрытий. Другой часто проявляющийся недостаток этих покрытий связан со слабой адгезией и невысокой твердостью, что препятствует их практическому применению в условиях высоких контактных нагрузок.

Один из наиболее эффективных методов улучшения трибологических свойств во влажной атмосфере заключается в легировании ДПМ-материалов такими металлами, как Ti, Au, Cr, Ni и др. [1, 2]. Для повышения прочностных характеристик самосмазывающихся покрытий активно разрабатываются нанокомпозитные составы, содержащие твердосмазочную и твердые/сверхтвердые фазы [3–5].

* Исследования проводили в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг.

Особый интерес представляет композиция из ДПМ и углерода, в которой углерод обладает несколькими структурными модификациями с различными трибомеханическими свойствами. В [5, 6] созданы и исследованы композитные покрытия W–S–C и W–Se–C. Для этих систем характерно формирование твердой карбидной фазы WC, которая может оказывать доминирующее влияние на свойства покрытий. В системе Mo–Se–C тенденция к карбидообразованию не столь выражена, поэтому трибомеханические свойства композитных покрытий Mo–Se–C и W–Se–C могут существенно различаться.

Цель работы – исследование факторов, оказывающих важное влияние на механические и трибологические свойства тонкопленочных покрытий, получаемых соосаждением лазерно-инициированных потоков вещества из мишеней $MoSe_2$(Ni) и графита.

При получении покрытий использовали различные режимы *импульсного лазерного осаждения* (ИЛО), позволяющие существенно изменять энергетические характеристики падающего на подложку плазменно-парового потока вещества и варьировать концентрацию химических элементов.

Покрытия Mo–Se–Ni–C наносили на стальные диски, на которых предварительно методом ИЛО формировали тонкий твердый подслой алмазоподобного углерода.

Трибологические свойства покрытий исследовали на воздухе умеренной и повышенной влажности, что позволило выявить влияние концентрации углерода на коэффициент трения и износ покрытий в различных внешних условиях. Установлены особенности структурного и химического состояния осажденных слоев Mo–Se–Ni–C с различной концентрацией углерода.

Экспериментальные условия нанесения и исследования покрытий Mo–Se–Ni–C

Принципиальная схема ИЛО, позволяющая гибко варьировать энергетические параметры плазменно-паровых потоков для формирования покрытий, представлена в [7]. При получении покрытий Mo–Se–Ni–C лазерный луч сканировался по двум мишеням. Одна мишень была изготовлена из прессованного порошка диселенида молибдена с добавлением никеля (~ 6 % ат.), другая – из графита. Мишени располагались таким образом, чтобы лазерный факел распространялся от графитовой пластины до подложки беспрепятственно.

На пути разлета лазерного факела от мишени $MoSe_2$(Ni) на расстоянии 2 см от нее в ряде случаев устанавливали дисковую заслонку диаметром 0,8 см. Расстояние между мишенью и подложкой составляло примерно 5,5 см. В этом случае в камеру для осаждения напускали буферный газ – аргон до давления 2 Па. В случае беспрепятственного распространения лазерных факелов от двух мишеней пленки формировались в вакууме при остаточном давлении газов ~ 10^{-4} Па.

Для облучения мишеней использовали излучение лазера на алюмоиттриевом гранате с длительностью импульса 15 нс. Частота следования лазерных импульсов составляла 25 Гц, энергия излучения в импульсе – 30 мДж, плотность энергии в пятне фокусировки – 7 Дж/см^2.

Покрытия для трибомеханических исследований наносили при комнатной температуре на полированные подложки из стали марки ШХ15. Предварительно подложки промывали в спирте. Затем на все стальные подложки методом ИЛО наносили слой алмазоподобного углерода толщиной 250 нм с последующим осаждением Mo–Se–Ni–C покрытия.

При осаждении композитного покрытия лазерный луч достаточно быстро перемещался от одной мишени к другой, чтобы исключить осаждение одного монослоя $MoSe_x$ или углерода. Концентрация углерода в покрытиях Mo–Se–Ni–C варьировалась в интервале 0...85 % путем изменения времени лазерного облучения графитовой мишени.

Покрытия, нанесенные на стальные подложки, подвергали исследованиям на нанотвердомере "Nano-Hardness Tester" (CSM Instruments, Швейцария), а также на машине трения "TRIBOMETER" (CSM Instruments, Швейцария) по схеме неподвижный шарик–вращающийся диск [8]. Триботесты проводили без смазки на воздухе с относительной влажностью 40 и 70 %. Шарик диаметром 3 мм был изготовлен из стали ШХ15. Нагрузка на шарик составляла 1 Н, скорость скольжения – 10 см/с. После трибоиспытаний поверхности диска и стального шарика исследовали методом оптической профилометрии и микроскопии.

Контроль химического состава и оценку толщины осажденных слоев (атом/см^2) проводили методом *обратного резерфордовского рассеяния ионов* гелия (ОРРИ). Энергия ионов в анализирующем пучке составляла 2 МэВ.

Структурное состояние исследовали методом *просвечивающей электронной микроскопии* (ПЭМ) и *микродифракции* (МД), а также спектроскопией *комбинационного рассеяния света* (КРС). Для проведения ПЭМ/МД-исследований тонкие пленки, нанесенные на кристаллы соли, высаживали на металлические сетки и помещали в микроскоп. Химическое состояние элементов в покрытиях исследовали методом *рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии* (РФЭС).

Для анализа условий, в которых формировались покрытия Mo–Se–Ni–C, использовали результаты

экспериментальных измерений и математического моделирования лазерного факела, представленные в [7, 9–11]. Эти исследования показали, что при беспрепятственном разлете лазерного факела из использованных мишеней в вакууме на обрабатываемую поверхность падает плазменно-паровой поток, в котором присутствует большое число атомов и ионов (~ 50 %), энергия которых превышает 50 эВ. Верхний предел достигает 500 эВ.

В случае ИЛО с заслонкой в теневой области на подложку попадают атомы, рассеянные на молекулах буферного газа, и поэтому их энергетический спектр сужается до диапазона 0,1...25 эВ. Этот режим ИЛО близок по параметрам осаждаемого атомарного потока к традиционному вакуумному напылению, реализуемому при ионно-плазменном (магнетронном) распылении мишеней.

Лазерный факел из углеродной мишени достаточно эффективно проникает через аргон при давлении 2 Па и слабо изменяет свои энергетические характеристики. Максимум энергетического распределения атомов углерода в лазерном факеле локализован вблизи 50 эВ, а максимальная энергия атомов достигает 200 эВ. Очевидно, что доза бомбардировки углеродными атомами возрастала при повышении концентрации углерода в Mo–Se–Ni–C покрытиях. Однако это не могло обеспечить эффективной бомбардировки покрытий, содержащих относительно небольшие концентрации углерода. Действительно, ион углерода с энергией ~ 100 эВ может вызвать лишь несколько смещений в приповерхностном слое покрытия. Для реализации эффективной бомбардировки, для которой характерна величина ~ 1 смещение на атом покрытия, доля высокоэнергетических атомов и ионов углерода в потоке должна превышать 50 %.

При беспрепятственном разлете факела на поверхность покрытий могут осаждаться частицы микронных, субмикронных и нанометровых размеров [11], образующиеся при лазерном облучении мишеней. Предварительные исследования показали, что влияние частиц микронных и субмикронных размеров в структурообразовании покрытий начинало проявляться при осаждении относительно толстых покрытий (≥ 1 мкм).

В данной работе специально создавали достаточно тонкие покрытия (толщиной ~ 200 нм), на свойства которых могли оказывать влияние только наноразмерные частицы, состоящие в основном из молибдена.

Исследования на тонкопленочных покрытиях позволяли сократить время трибоиспытаний, а также проследить влияние условий осаждения на адгезию таких покрытий к углеродному подслою с алмазоподобной структурой. Принято считать, что поверхность алмазоподобного углерода обладает низкой химической активностью, что может препятствовать реализации качественного сцепления твердосмазочного ДПМ-покрытия с твердым углеродным подслоем.

Результаты исследований трибомеханических свойств покрытий Mo–Se–Ni–C

Механические свойства покрытий Mo–Se–Ni–C зависели от концентрации углерода и способа их осаждения. На рис. 1 показаны результаты измерения механических свойств таких покрытий, полученных в условиях эффективной бомбардировки высокоэнергетичными атомами (режим беспрепятственного осаждения лазерного факела).

Расчет плотности покрытий показал, что она составляла ~ 7,6 г/см^3 (~ 5,3·10^{22} атом/см^3) для чистых слоев $MoSe_x$ ($x \approx 1,5$) и 4,8 г/см^3 (~ 7,1·10^{22} атом/см^3) для слоев Mo–Se–Ni–C (80 % ат.). Исследования покрытий, полученных без эффективной бомбардировки (осаждением рассеянного лазерного факела), показали, что их механические характеристики и плот-

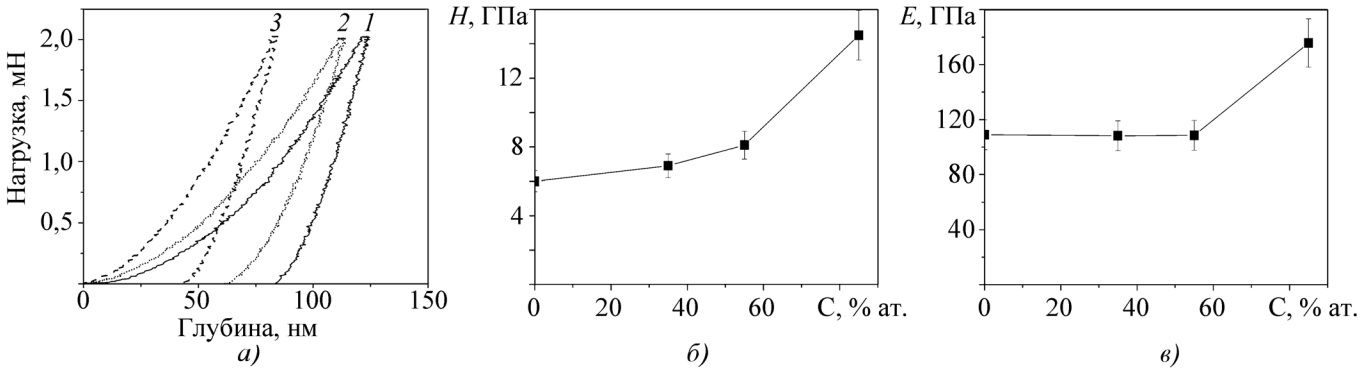


Рис. 1. Зависимости глубины проникновения наноиндентера в покрытия Mo–Se–Ni–C (C, % ат.: *1* – 0; *2* – 55; *3* – 85) от нагрузки (*а*) и результаты измерения твердости (*б*) и модуля Юнга (*в*) для покрытий с различным содержанием углерода

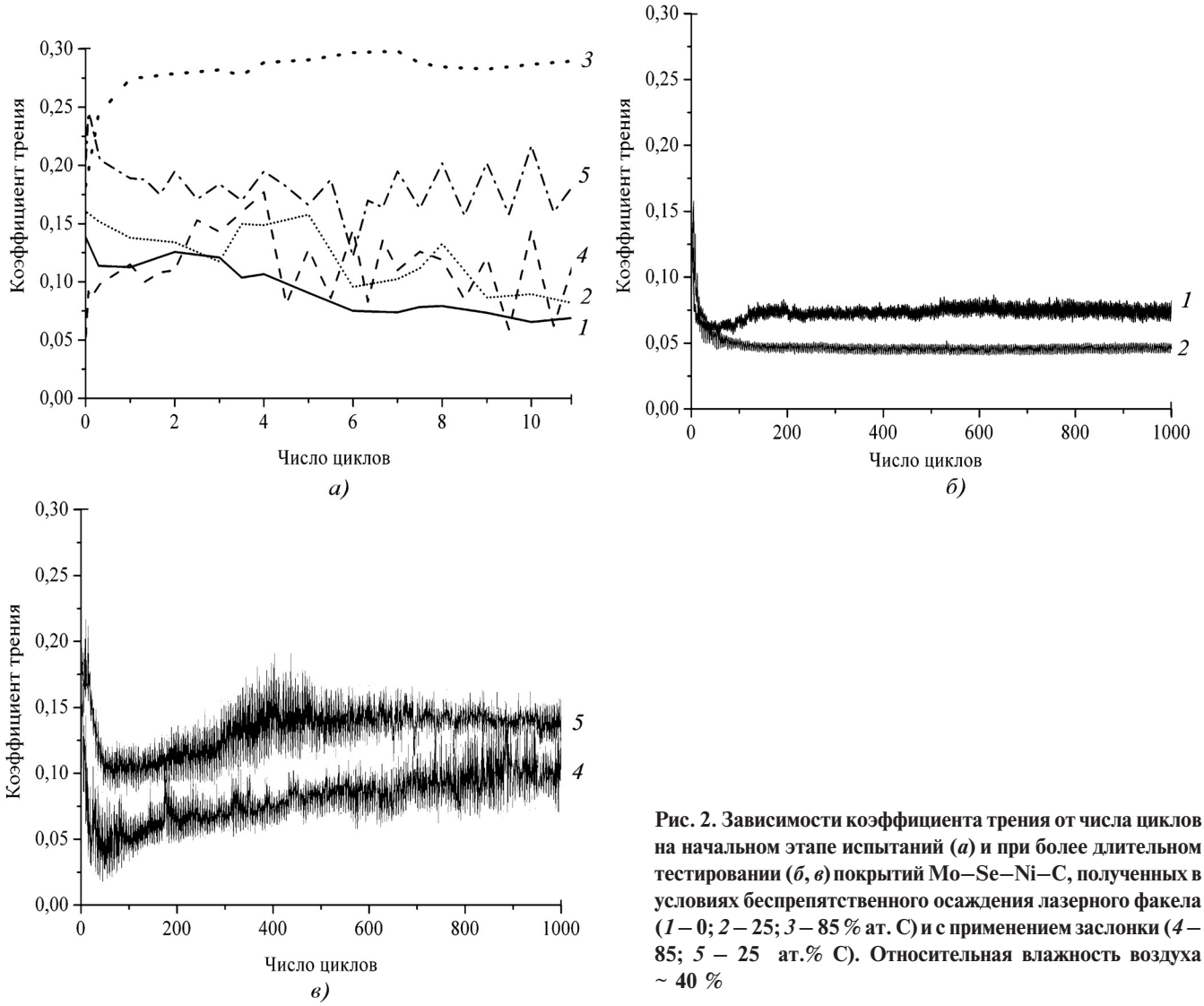


Рис. 2. Зависимости коэффициента трения от числа циклов на начальном этапе испытаний (*а*) и при более длительном тестировании (*б*, *в*) покрытий Mo–Se–Ni–C, полученных в условиях беспрепятственного осаждения лазерного факела (*1* – 0; *2* – 25; *3* – 85 % ат. C) и с применением заслонки (*4* – 85; *5* – 25 ат.% C). Относительная влажность воздуха ~ 40 %

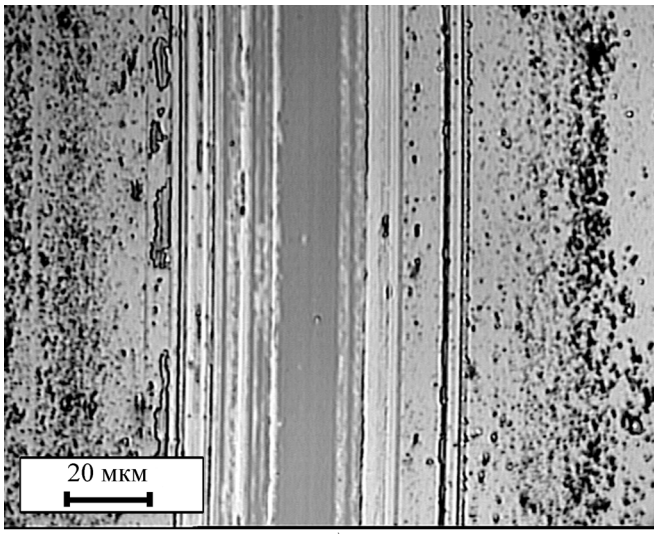
ность примерно на 30...40 % ниже, чем у покрытий, полученных с бомбардировкой.

Исследования трибологических свойств при умеренной влажности воздуха показали, что легирование углеродом вызывало повышение значений и нестабильное поведение коэффициента трения (рис. 2, *а*). Практически для всех покрытий Mo–Se–Ni–C процесс приработки протекал более длительное время, чем для диселенида молибдена, легированного только никелем. Обнаружено также явное различие в поведении высоколегированных углеродом покрытий, полученных различными способами.

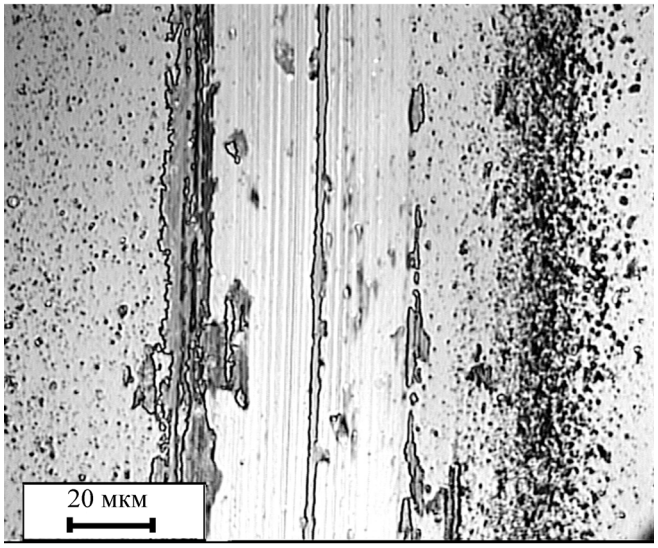
Покрытия Mo–Se–Ni–85 % ат. C, созданные в условиях эффективной бомбардировки, практически не обладали твердосмазочными свойствами. Коэффициент трения резко возрастал до 0,3 и слабо изменялся в процессе испытания.

Анализ трека износа на этом покрытии показал, что испытание в течение $2 \cdot 10^3$ циклов не вызвало заметного разрушения покрытия. Покрытие Mo–Se–Ni–85 % ат. C, полученное в тени заслонки, обладало самым низким коэффициентом трения при старте (~ 0,05), а колебания коэффициента трения в дальнейшем протекали в диапазоне 0,05...0,15.

При более длительных трибоиспытаниях выявили явное различие износостойкости покрытий, полученных путем беспрепятственного осаждения лазерного факела и осаждением с заслонкой (рис. 2, *б*, *в*). Покрытия Mo–Se–Ni–C, полученные в условиях эффективной бомбардировки и содержащие до 25 % ат. углерода, обладали хорошими твердосмазочными свойствами в течение 10^3 циклов. Увеличение длительности испытания до 10^4 циклов не выявило суще-



а)



б)

Рис. 3. Треки износа, образовавшиеся после 10^4 циклов трения на покрытиях $MoSe_x$(Ni) (*а*) и Mo–Se–Ni–25 % ат. C (*б*), полученных в условиях беспрепятственного осаждения лазерного факела

ственных изменений коэффициента трения. Дополнительное легирование углеродом покрытий $MoSe_x$(Ni) позволило снизить коэффициент трения примерно с 0,075 до 0,045.

Коэффициент трения покрытий Mo–Se–Ni–C, полученных в тени заслонки, проявил тенденцию к постоянному росту при увеличении циклов трения и превысил значение 0,1 после 10^3 циклов. При дальнейших испытаниях до 10^4 циклов значения коэффициента трения колебались в диапазоне 0,1...0,2.

Анализ треков износа покрытий, полученных в условиях эффективной бомбардировки, показал (рис. 3), что после 10^4 циклов покрытие $MoSe_x$(Ni) подверглось износу до углеродного подслоя только в их центре. Внешний вид трека указывал на хорошее сцепление этого покрытия с углеродным подслоем. Приведенный износ покрытия составлял $6 \cdot 10^{-7}$ мм^3/(Н·м).

Покрытие Mo–Se–Ni–25 % ат. C после 10^4 циклов не было изношено до углеродного подслоя, однако на треке видны области размером до 10 мкм, которые могут указывать на локальное разрушение (скалывание) покрытия. Приведенный износ этого покрытия составлял $5{,}8 \cdot 10^{-7}$ мм^3/(Н·м). Несмотря на самый низкий коэффициент трения в паре с покрытием Mo–Se–Ni–25 % ат. C, стальное контртело изнашивалось в этом случае быстрее, чем в паре с покрытием $MoSe_x$(Ni). Приведенный износ контртела составил $0{,}14 \cdot 10^{-7}$ мм^3/(Н·м) в паре с покрытием $MoSe_x$(Ni) и $0{,}28 \cdot 10^{-7}$ мм^3/(Н·м) в паре с покрытием Mo–Se–Ni–25 % ат. C.

Характер износа покрытий Mo–Se–Ni–C, полученных с применением экрана, показал, что они достаточно легко (через ~ 10^3 циклов) удалялись с углеродного подслоя, образуя бороздку с очень ровными краями (рис. 4, см. с. 2 обложки). Это указывало на то, что в механизме разрушения этих тонкопленочных покрытий важную роль играли как их относительно слабые прочностные характеристики (когезионное разрушение), так и неудовлетворительное сцепление с алмазоподобным подслоем (адгезионное разрушение).

В результате трибоиспытаний в условиях повышенной влажности воздуха установлено, что достаточно хорошие антифрикционные свойства сохранялись только у покрытий, легированных углеродом и полученных в условиях эффективной бомбардировки (рис. 5).

После приработки минимальное значение коэффициента трения в паре с Mo–Se–Ni–25 % ат. C со-

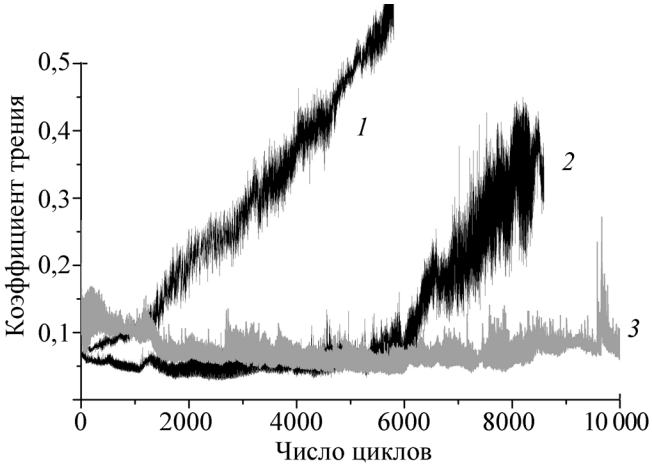


Рис. 5. Зависимости коэффициента трения от числа циклов испытания во влажном воздухе для покрытий $MoSe_x$(Ni) (*1*), Mo–Se–Ni–25 % ат. C (*2*) и Mo–Se–Ni–55 % ат. C (*3*), полученных в условиях беспрепятственного осаждения лазерного факела

ставляло примерно 0,04, и покрытие "выдерживало" $6 \cdot 10^3$ циклов. Коэффициент трения в паре с покрытием Mo–Se–Ni–55 % ат. C оказался несколько выше (0,05), но это значение сохранялось более 10^4 циклов.

Нелегированное углеродом покрытие $MoSe_x(Ni)$ демонстрировало резкий рост коэффициента трения уже после 10^3 циклов. Приведенный износ этих покрытий составил $150 \cdot 10^{-7}$; $30 \cdot 10^{-7}$ и $230 \cdot 10^{-7}$ мм^3/(Н·м) соответственно. Приведенный износ контртела в паре трения с этими покрытиями равнялся $54 \cdot 10^{-7}$; $0{,}73 \cdot 10^{-7}$ и $146 \cdot 10^{-7}$ мм^3/(Н·м) соответственно.

Следует отметить, что алмазоподобный подслой не проявил особой износостойкости при трибоиспытаниях во влажном воздухе. Исследования треков износа показали (рис. 6), что при испытании покрытия $MoSe_x(Ni)$ бороздка износа углубилась до 900 нм, т.е.

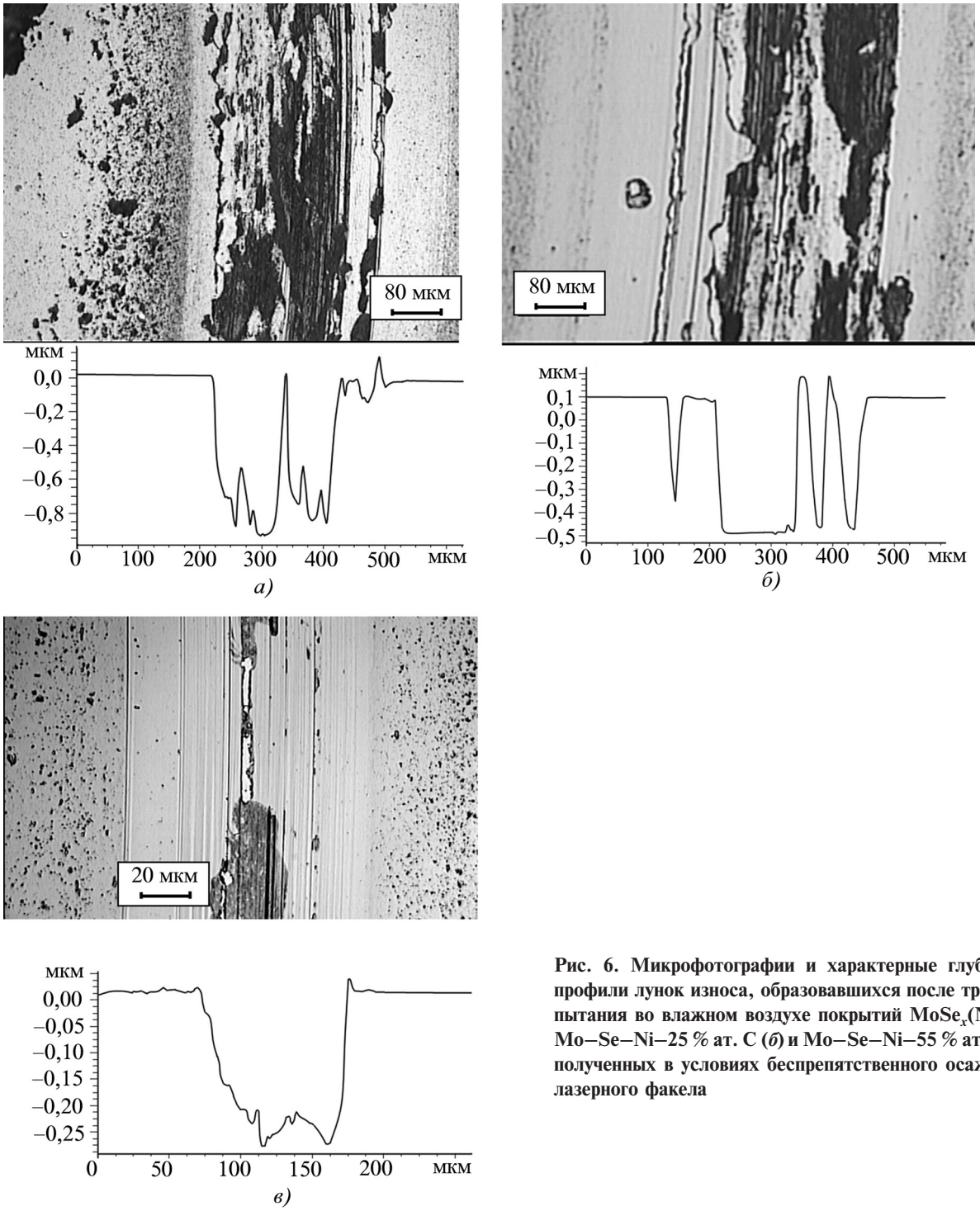


Рис. 6. Микрофотографии и характерные глубинные профили лунок износа, образовавшихся после трибоиспытания во влажном воздухе покрытий $MoSe_x(Ni)$ (*а*), Mo–Se–Ni–25 % ат. C (*б*) и Mo–Se–Ni–55 % ат. C (*в*), полученных в условиях беспрепятственного осаждения лазерного факела

в стальную основу. При этом в отдельных участках трека сохранились "островки" исходного тонкопленочного покрытия.

Примерно также разрушилось покрытие Mo–Se–Ni–25 % ат. С. После трибоиспытания покрытия Mo–Se–Ni–55 % ат. С глубина лунки составила ~ 250 нм. Лишь в отдельных локальных областях покрытие истиралось на глубину до 350 нм.

Таким образом, трибологические свойства тонкопленочного покрытия Mo–Se–Ni–55 % ат. С в течение 10^4 циклов трения определялись свойствами композитного слоя, который обеспечил достаточно низкий коэффициент трения и хорошую износостойкость.

Структурные и химические особенности покрытий Mo–Se–Ni–C, сформированных импульсным лазерным осаждением

Отношение атомных концентраций Se и Mo в композитных покрытиях, полученных в теневой области, превышало стехиометрическое значение на всей площади подложки ($x \geq 2{,}5$). При беспрепятственном осаждении лазерного факела из мишени $MoSe_2$(Ni) это отношение зависело от удаления от центра подложки. Причины этих явлений рассмотрены в [7, 9, 10]. Трибоиспытания проводили на удалении 5...10 мм от центра стального диска. В этих областях стехиометрический коэффициент примерно равнялся 2.

Структурные исследования композитных пленок методом ПЭМ/МД показали (рис. 7), что они обладали аморфной структурой. При концентрации атомов углерода до 50 % МД-картина состояла из нескольких диффузно уширенных колец, которые могли быть обусловлены отражениями от сильно искаженной решетки, соответствующей гексагональной фазе 2H–$MoSe_2$. На контрасте ПЭМ-изображения выделялись темные и светлые нитевидные области размером несколько нанометров.

Наличие ближнего порядка в упаковке атомов Mo и Se, а также возможное разделение твердосмазочной и твердой углеродной фазы в композитном покрытии подтверждалось результатами КРС-исследований (рис. 8). На КРС-спектрах композитных покрытий присутствовали линии, соответствующие гексагональной 2H–$MoSe_2$ фазе (спектральная область 200...600 см$^{-1}$) и аморфному углероду (спектральная область 900...1800 см$^{-1}$).

Относительные интенсивности этих линий зависели от концентрации компонентов. Наиболее интенсивные пики от $MoSe_2$-фазы соответствуют колебательным модам A_{1g} (238 см$^{-1}$) и E_{2g} (283 см$^{-1}$). Эти линии разделялись в КРС-спектре "чистой" пленки

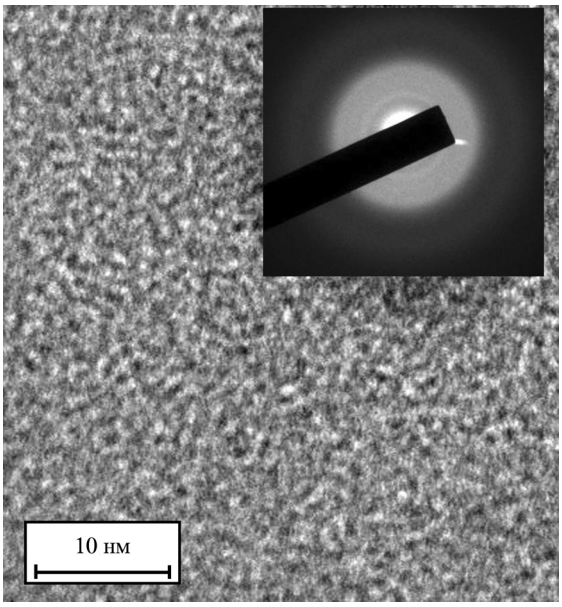


Рис. 7. ПЭМ и МД-изображения пленки Mo–Se–Ni–35 % ат. С, полученной в условиях беспрепятственного осаждения лазерного факела

$MoSe_x$(Ni), полученной импульсным лазерным осаждением. Однако в спектрах композитных покрытий они сливались в один сильно уширенный пик. Центр этого пика сдвигался в сторону уменьшения волнового числа при увеличении концентрации углерода. Это могло быть следствием усиления дефектности атомной упаковки, а также уменьшения размеров нанокристаллитов $MoSe_x$.

Для анализа химического состояния углеродной фазы использовали традиционную методику, заклю-

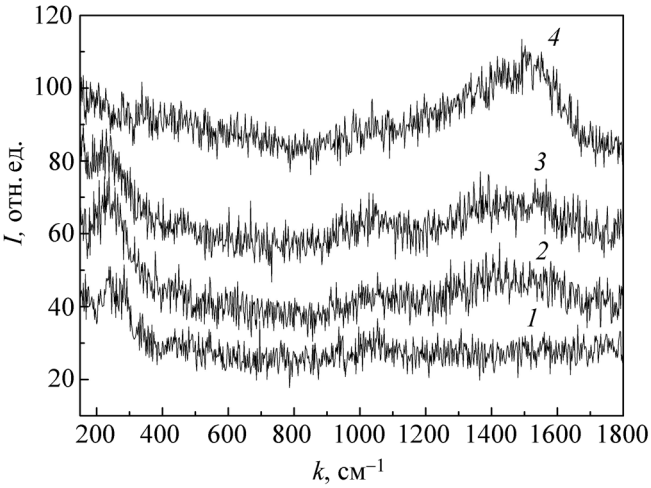


Рис. 8. Обзорные КРС-спектры покрытия $MoSe_x$(Ni) (*1*) и композитных покрытий Mo–Se–Ni–C, содержащих атомы углерода:
2 – 35 %; *3* – 55 %; *4* – 85 %

Параметры разложения КРС-спектров углеродной фазы в композитных покрытиях Mo–Se–Ni–C и алмазоподобном углероде

Концентрация углерода, % ат.	Положение центра линии, $см^{-1}$			Интенсивность линии *I*, отн. ед.			Ширина линии (на полувысоте), $см^{-1}$		
	G	*D*	*X*	*G*	*D*	*X*	*G*	*D*	*X*
35	1558	1360	1040	3012	2751	1142	180	250	160
55				3765		1606	200		
85	1519	1350	1035	8611	2752	609	230		140
100	1532		1040	38 355	2753	1233	260		120

чающуюся в разложении КРС-спектра углерода на отдельные составляющие, которые обозначаются как *D*- и *G*-линии, и они расположены в области волновых чисел ~ 1350 $см^{-1}$ и ~ 1550 $см^{-1}$ соответственно. Следует отметить, что на КРС-спектрах всех покрытий присутствовала сильно уширенная линия (*X*-линия) в области 900...1100 $см^{-1}$. Природа этой линии осталась не выясненной, но ее приходилось включать в разложение сигнала от углеродной фазы. Результаты разложения представлены в таблице.

Для выявления особенностей углеродной фазы проводили анализ отношения интенсивностей $I(D)/I(G)$ и ширины *G*-линии с учетом систематизации КРС-данных по аморфным углеродным структурам, представленным в [12]. Анализ показал, что при увеличении концентрации углерода в композитных пленках размер ароматических кластеров уменьшался от ~ 1,5 до ~ 0,4 нм, а содержание sp^3-гибридизированных состояний атомов углерода увеличивалось от ~ 10 до ~ 40 %.

Сравнительный химический анализ методом РФЭС покрытий Mo–Se–Ni–C, полученных различными способами ИЛО, показал, что химическое состояние элементов в этих покрытиях в целом эквивалентно. Поэтому основная причина качественного превосходства покрытий, формируемых при беспрепятственном осаждении лазерного факела, может быть обусловлена повышенной плотностью и прочностью структуры, образующейся в условиях высокоэнергетической бомбардировки.

На справедливость этого утверждения указывают и результаты сравнительного анализа трибомеханических свойств лазерно-осажденных покрытий Mo–Se–Ni–C и покрытий Mo–Se–C, полученных в [13] методом ионно-плазменного распыления. Толщина покрытий Mo–Se–C превышала 2 мкм. Эти покрытия явно проигрывали лазерно-осажденным по механическим свойствам и в целом по трибологическим. Так, твердость напыленных покрытий возрастала линейно с повышением концентрации углерода от 0,6 до 4,1 ГПа.

Трибологические свойства напыленных покрытий также зависели от концентрации углерода и влажности воздуха. При относительной влажности воздуха, равной 40 %, наименьший коэффициент трения наблюдался у покрытия, содержащего 58 % ат. углерода. Его величина составляла 0,08 при коэффициенте износа более $180 \cdot 10^{-7}$ $мм^3/(Н \cdot м)$. При относительной влажности воздуха, равной 70 %, наименьший коэффициент трения, равный 0,08, обнаружен у покрытия, содержащего 68 % ат. углерода. Приведенный износ покрытия составлял 10^{-6} $мм^3/(Н \cdot м)$.

Выводы

1. Формирование тонкопленочных покрытий $MoSe_2$(6 % ат. Ni) путем беспрепятственного осаждения лазерно-инициированных плазменно-паровых пучков позволяло получать достаточно плотные и прочные слои, обладающие качественным сцеплением с твердым углеродным подслоем и хорошими трибологическими свойствами при использовании в условиях умеренной относительной влажности воздуха (до 40 %). Антифрикционные свойства таких покрытий могут быть улучшены примерно на 40 % путем легирования их углеродом до 25 % ат.

2. Для получения твердосмазочных покрытий, работоспособных в условиях повышенной влажности воздуха (более 70 %), необходимо увеличивать концентрацию углерода в композитных покрытиях Mo–Se–Ni–C до 50 % ат. и более. Коэффициент трения таких покрытий во влажном воздухе составлял ~ 0,05, но приведенный износ примерно в 5 раз превышал приведенный износ качественных твердосмазочных покрытий в условиях умеренной влажности.

3. Легирование диселенида молибдена углеродом при импульсном лазерном осаждении композитных покрытий Mo–Se–Ni–C вызывало формирование аморфной нанокомпозитной структуры, содержащей

разупорядоченную гексагональную $MoSe_2$-фазу и аморфный углерод. При относительно низких концентрациях углерода в аморфной углеродной сетке преобладали sp^2-связи между атомами, а при повышении концентрации (более 50 %) возрастала доля sp^3-связей. Это вызывало существенное упрочнение материала покрытия.

4. Бомбардировка осаждаемых из лазерного факела покрытий Mo–Se–Ni–C высокоэнергетичными атомами и ионами, образующимися при импульсном лазерном облучении всех используемых мишеней, является обязательным условием получения качественных покрытий. Неэффективная бомбардировка, например при использовании одного углеродного факела, не обеспечивала ни когезионной прочности покрытия, ни его адгезии к твердому углеродному подслою.

Авторы благодарны канд. техн. наук М.И. Петржику за проведение идентирования и полезное обсуждение, а также А.Ю. Власовой за профилометрию.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Fominski V.Yu., Nevolin V.N., Romanov R.I.** et al. Tribological properties of pulsed laser deposited WSe_x(Ni)/DLC coatings // Tribology Letters. 2004. Vol. 17. № 2. P. 289–294.

2. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Киселев Г.А.** Трибологические свойства твердосмазочных покрытий на основе легированного диселенида вольфрама // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 38–44.

3. **Ding X., Zeng X.T., Goto T.** Unbalanced magnetron sputtered Ti–Si–N:MoS_x composite coatings for improvement of tribological properties // Surface and Coatings Technology. 2005. Vol. 198. P. 432–436.

4. **Zabinski J.S., Bultman J.E.** et al. Multi-environmental lubrication performance and lubrication mechanism of MoS_2/Sb_2O_3/C composite films // Tribology Letters. 2006. Vol. 23. № 2. P. 155–163.

5. **Wu J.-H., Rigney D.A.** et al. Tribological behavior of WC/DLC/WS_2 nanocomposite coatings // Surface and Coatings Technology. 2004. Vol. 188–189. P. 605–611.

6. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В.** Трибологические свойства тонкопленочных наноструктурированных покрытий в системе элементов W–Se–C // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 9. С. 3–10.

7. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И.** и др. Импульсное лазерное осаждение тонкопленочных покрытий с применением капельной заслонки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 12. С. 41–47.

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

9. **Неволин В.Н., Фоминский В.Ю.** и др. Исследование и моделирование роста твердосмазочных покрытий $MoSe_x$ при импульсном лазерном осаждении // Журнал технической физики. 2009. Т. 79. Вып. 1. С. 118–124.

10. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И.** и др. О механизме формирования химического состава тонкопленочных слоев из дихалькогенидов переходных металлов при импульсном лазерном осаждении // Журнал технической физики. 2010. Т. 80. Вып. 10. С. 120–128.

11. **Фоминский В.Ю., Калустян Г.Г., Романов Р.И.** и др. О влиянии микрочастиц на трибологические свойства градиентных Mo–Se–Ni–C покрытий, формируемых импульсным лазерным осаждением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 9. С. 20–27.

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

13. **Polcar T., Evaristo M.** et al. Mechanical and tribological properties of sputtered Mo–Se–C coatings // Wear. 2009. Vol. 266. P. 393–397.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

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

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

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

Тел.: (499) 269-66-00 (отдел реализации), (499) 268-40-77 (редакция); e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

УДК 621.9.047

В.П. Смоленцев, И.Ю. Кузнецов *(Воронежский государственный технический университет),*
А.Н. Осеков *(Липецкий государственный технический университет)*
E-mail: smol@comch.ru

Технология формирования теплообменных локальных поверхностей с использованием электрических методов обработки

Рассмотрены вопросы изготовления локальных участков охлаждающих систем теплонагруженных изделий с использованием электрических методов обработки и формированием контура по диэлектрическим покрытиям. Показаны методы электрической обработки деталей, имеющих диэлектрические покрытия, путем импульсного вскрытия поверхностного слоя и анодного растворения металла в зоне изготовления охлаждающего профиля.
Ключевые слова: *электрохимическая обработка, теплонапряженные участки, локальные участки.*

The article covers formation of local areas of cooling systems of heat-loaded products by electrical methods of machining and contouring on dielectric coatings. It explain methods of electrical machining of parts with dielectric coatings by impulse opening of the surface layer and anodic dissolution of metal in the area of formation of cooling profile.
Keywords: *electrochemical machning, high-beat areas, local areas.*

Для получения интенсивного теплоудаления с теплонагруженных деталей требуется формирование профиля с наибольшей площадью поверхности при ограниченной высоте выступов и впадин, которая допустима по требованиям сохранения механической прочности детали при эксплуатации.

В большинстве изделий локальное охлаждение выполняется без использования жидкостей или принудительной вентиляции путем конвективной теплопередачи от нагретого участка в окружающую среду. Интенсификация процесса теплопередачи может быть достигнута за счет искусственных углублений, повышающих площадь излучающей поверхности (рис. 1).

В технике применяются различные виды охлаждающих профилей. Их глубина H (см. рис. 1) ограничена разработчиком, поскольку кроме ослабления конструкции такие неровности (даже с микроразмерами) влияют на весовые характеристики изделий, что особенно следует учитывать в летательных аппаратах.

Для интенсификации теплообмена часто применяют прямоугольные пазы (см. рис. 1, *а*). Здесь желательно иметь минимальную ширину a паза при ширине b выступа, обеспечивающей геометрическую устойчивость и механическую прочность детали. Кроме того, ширина паза и выступа ограничивает технологические возможности процесса формирования паза. Так, при формировании соседних углублений удается достичь стабильной точности при соотношении $a : b : H$ не менее единицы, хотя известно, что даже незначительное уменьшение ширины b выступа способствует усилению теплообмена и является привлекательным для разработчика.

Силы резания, ограничивающие b, можно снизить заменой фрезерования абразивной резкой (например, вулканитом), но для большинства изделий из жаропрочных материалов это неприемлемо, так как из-за вязкости материала абразивный инструмент "засаливается" и теряет свои свойства. В этом случае перспективным является электроалмазная обработка диском, где ширина паза и выступа может быть снижена до 0,4...0,5 мм. Расчеты показывают, что при такой геометрии обеспечить эффективный теплообмен можно при глубине пазов менее 0,3...0,5 мм, что улучшает весовые и прочностные характеристики изделий.

Профиль, приведенный на рис. 1, *а*, можно получить также литьем, что применяется для изготовления деталей из литейных сплавов. Однако этот вариант охлаждающих систем нашел применение в основном для охлаждения деталей (например, в радиотехнике) с невысокой локальной температурой (до 500 К).

В химическом машиностроении широко применяют трубчатые многослойные теплообменники, в ко-

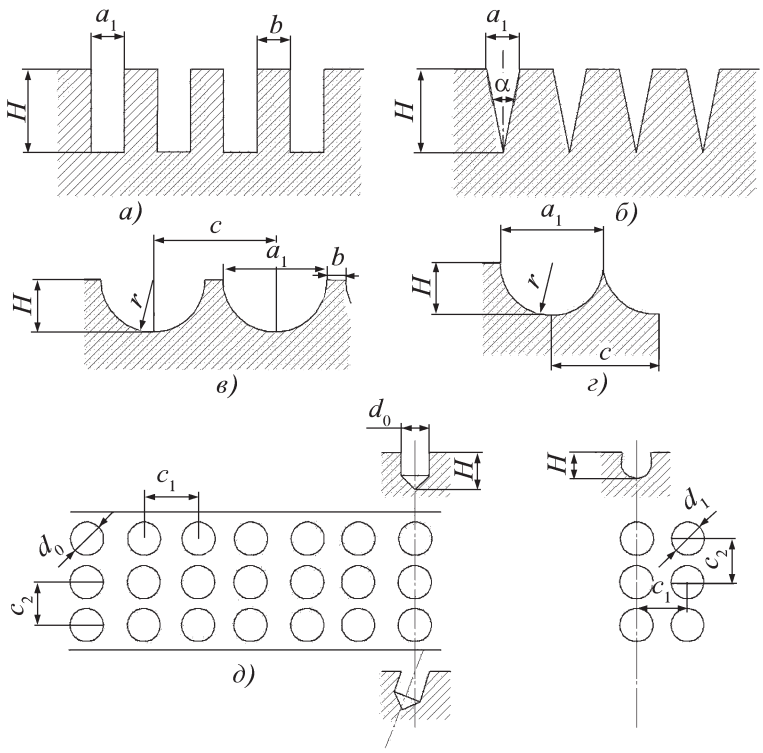


Рис. 1. Типовые охлаждающие профили в цельной поверхности:
а – прямоугольные пазы (H, a_1 – глубина и ширина паза; b – ширина ребра); *б* – угловые продольные каналы (α – угол наклона канала); *в* – цилиндрические разнесенные каналы (r – радиус цилиндра; c – шаг между соседними каналами; a_1 – ширина канала на периферии); *г* – цилиндрические сопряженные каналы; *д* – углубления различного сечения и направления оси (d_0 – диаметр круглого углубления; c_1, c_2 – шаг между углублениями в противоположных направлениях)

торых наружная часть выполняется из алюминия, легко поддающегося накатке роликами с образованием кольцевых канавок (см. рис. 1, *а*). Площадь теплоизлучающих выступов достаточно большая, что ограничивает использование таких изделий в летательных аппаратах, где объем отсеков для размещения теплоохлаждаемых узлов стремятся минимизировать.

Общим недостатком охлаждающей системы с пазами и каналами (при отсутствии прокачки теплообменной среды) является пониженный в сравнении с местными углублениями теплообмен, так как число боковых теплоотводящих поверхностей только две, а не четыре, как в углублениях. Кроме того, ширина выступа должна быть достаточной для поддержания его устойчивости при импульсных силах, вибрациях и других воздействиях, свойственных условиям эксплуатации транспортной техники. Это ограничивает активную площадь теплопередачи, что особенно заметно при больших градиентах температур.

Известны случаи использования прямоугольных пазов для охлаждения кольцевых участков (см. рис. 1, *а*). Здесь используют точение фасонными резцами, где минимальный радиус скругления кольцевых деталей не может быть более 25...30 мм, что ограничивает использование процесса.

Прямолинейные пазы могут изготавливаться долблением, строжкой, протягиванием, прошивкой. Однако подобные процессы малопроизводительны или требуют дорогостоящего инструмента и дефицитного оборудования. Поэтому они не нашли широкого использования в транспортной технике.

Попытки получения охлаждающих участков для высокотемпературных изделий пластической деформацией нашли ограниченное использование, так как локальное охлаждение, как правило, формируется на чистовых этапах обработки, где деформация деталей и наклеп материала нежелательны.

Более широкие возможности по формированию локальных участков имеет способ получения каналов с наклонными стенками без донной части (см. рис. 1, *б*). Главным недостатком такой конструкции является образование концентраторов напряжений в местах сопряжения стенок. В этом случае в качестве инструмента могут использоваться резцы, торцевые зенкеры, фасонные пуансоны. Ограничением для использования представленных на рисунке возможных вариантов обработки является наличие в конструкциях поперечных перемычек в зоне канала, делающих невозможным или малоэффективным использование лезвийного инструмента.

Для высоконагруженных деталей используют цилиндрические каналы с постоянным радиусом r (см. рис. 1, *в*, *г*) с опорной поверхностью b или без нее, что определяет шаг c между соседними каналами. Глубина канала H ограничена разработчиком и находится из условия сохранения прочности детали и обеспечения требуемого теплоотвода.

Такие каналы в вязких материалах выполняют накаткой роликом (в основном прямолинейных каналов) или шариком (кольцевые и криволинейные углубления). Ограничениями служат: нарушение точности наружной поверхности из-за выдавливания из канала материала; низкая пластичность и хрупкость части обрабатываемых сплавов; нежелательные изменения поверхностного слоя; деформация и потеря точности посадочных мест изделий.

Известны попытки формирования каналов абразивным инструментом, где силы обработки незначительны. Однако такой процесс обеспечивает приемлемую производительность только для прямолинейных и кольцевых каналов, которые имеют ограниченную

применимость для изготовления участков локального охлаждения.

На предприятиях транспортного машиностроения для изготовления пазов успешно применяют электроэрозионную, электрохимическую и комбинированную обработку (прошивку, электроабразивный и другие методы) [1–3]. Так, электроэрозионно-химическое получение каналов рассматриваемой геометрии позволяет обеспечить изготовление достаточно больших (до 400...500 мм^2) охлаждающих участков со скоростью до 20...25 мм/мин при глубине канала до 3...5 мм, параметре шероховатости поверхности Ra = = 0,63...1,25 мкм, погрешности профиля 0,1...0,3 мм, что значительно превышает технологические показатели других методов и открывает возможность для разработчиков создавать более теплонапряженные конструкции при минимизации затрат.

Интенсивность теплоотвода повышается, если зону охлаждения формировать в виде углублений (см. рис. 1, *д*), имеющих прямую ось или криволинейное по глубине направление канала [1]. Кроме того, такие отверстия можно получать сверлением под прямым или острым углом. Конфигурация мест локального охлаждения изменяется в широких пределах, поэтому высокопроизводительная многоинструментальная механическая обработка (даже для отверстий с осью по нормали к поверхности детали) используется редко и возможна при применении большого шага c_1 и c_2 между отверстиями, что ограничивает производительность и эффективность процесса.

Лучшие показатели по эффективности охлаждения дает применение наклонных отверстий. В этом случае сверление малоэффективно, поэтому чаще используют комбинированную и электрохимическую обработку с управляемым электромагнитным полем [1], за счет чего можно (при достаточной глубине H) формировать криволинейные каналы с входом и выходом на глубине не более H.

Опыт использования охлаждаемых ламелей [1] для рабочих лопаток авиационных двигателей показал высокую эффективность такого метода, хотя сам процесс весьма трудоемкий и имеет ряд технологических ограничений (необходимость в сложных многослойных трафаретах из токопроводящих и диэлектрических материалов, адаптивное управление параметрами процесса и др.). Если глубина отверстий H (см. рис. 1, *д*) незначительна, то можно получить углубление (диаметр d_1) электроэрозионным методом при черновых режимах обработки [4], где за счет увеличенной высоты неровностей формируется углубление до 0,15...0,25 мм.

Однако по [4] при больших тепловых градиентах внутренние напряжения могут вызвать образование микротрещин на обрабатываемых деталях, особенно если они изготовлены из хрупких материалов. Поэтому чаще профиль углублений получают многоинструментальной электроэрозионной обработкой, при которой углубление формируется за счет скругления торцевой части инструмента в начале прошивки [5].

Совмещение электроэрозионного процесса с электрохимическим позволяет ускорить формирование углублений требуемой геометрии, удалить осадки, свойственные электроэрозионной обработке, повысить чистоту поверхности и качество поверхностного слоя [4]. Минимальные силы, возникающие при комбинированной обработке, позволяют повысить величину формируемой площади теплообмена, а за счет использования электродов с сечением в форме многогранника удается в несколько раз интенсифицировать теплоотдачу от детали в окружающую среду из-за существенного увеличения площади теплообменной поверхности. Этому же содействует сферическая (вместо конической при сверлении) форма углублений, имеющих повышенную площадь излучения тепла.

Таким образом, используя только расчетные режимы электроэрозионной и электроэрозионно-химической обработки, можно получать искусственную шероховатость, снижающую теплонапряженность изделия. Глубина неровностей H (см. рис. 1) для жаропрочных сплавов может достигать 40...50 мкм, что соответствует энергии импульса около 1 Дж [5]. Для известных вязких материалов (медные, алюминиевые, магниевые, цинковые сплавы) импульс может достигать 2 Дж [4], а неровности – до 100 мкм. При комбинированной обработке высота неровностей снижается на 15...20 %, но за счет удаления осадков из продуктов обработки удается заметно повысить коэффициент теплопередачи в зоне локального охлаждения.

Применение электроэрозионного и комбинированного формирования локального профиля гарантирует отсутствие на границах углублений заусенцев, что свойственно процессу механической обработки и требует значительных затрат на их удаление.

Использование электрических методов обработки [4, 5] расширяет технологические возможности механической обработки, в частности позволяет создавать теплообменные поверхности с наибольшей интенсивностью охлаждения [6]. Так, для ребристой плоской стенки (рис. 2) (аналог рис. 1, *а*) по [6] общее расчетное количество тепла θ, удаляемого через такую стенку, составит

$$\theta = \varphi_{\text{пр}} \Delta t_1 F, \qquad (1)$$

где $\varphi_{\text{пр}}$ – приведенный коэффициент теплоотдачи;

Δt_1 – избыточная температура у основания ребра;

F – площадь поверхности ребер,

$$\varphi_{\text{пр}} = \varphi_{\text{р}} E \frac{F_{\text{р}}}{F_{\text{рс}}} + \varphi_1 \frac{F_1}{F_{\text{рс}}}, \qquad (2)$$

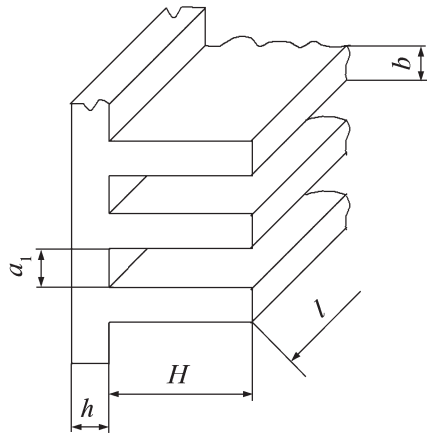


Рис. 2. Ребристая теплообменная поверхность

где $\varphi_р$, φ_1 – коэффициенты теплоотдачи соответственно на поверхности ребер и гладкой части оребренной поверхности;

E –коэффициент эффективности ребра;

$F_р$, F_1 – площади соответственно поверхности ребра и гладкой части оребренной поверхности;

$F_{рс}$ – полная площадь оребренной поверхности.

По рисунку 2

$$F_{рс} = (2Hl + lb + a_1 l)n, \qquad (3)$$

где l, b – длина и ширина ребра;

a_1 – ширина паза;

n – число ребер.

Для оценки интенсивности охлаждения в [6] используют коэффициент оребрения K, представляющий собой отношение площадей оребренной поверхности $F_{рс}$ к гладкой F_1 или отношение тепловых потоков $g_{рс}/g_1$:

$$K = \frac{K_{рс}}{K_1}, \qquad (4)$$

где $K_{рс}$, K_1 – коэффициенты теплопередачи соответственно через ребристую стенку и плоскую поверхность,

$$K_{рс} = \frac{1}{\frac{1}{\varphi_1}\frac{F_{рс}}{F_1} + \frac{h}{\lambda}\frac{F_{рс}}{F_1} + \frac{1}{\varphi_{пр}}};$$

$$K_1 = \frac{1}{\frac{1}{\varphi_1} + \frac{h}{\lambda} + \frac{1}{\varphi_{пр}}\frac{F_1}{F_{рс}}},$$

где h – толщина неоребренной части стенки;

λ – коэффициент теплопроводности ребра.

С некоторым приближением

$$K = \frac{1}{\frac{1}{\varphi_1} + \frac{1}{\varphi_{пр}}\frac{F_1}{F_{рс}}} \to \max. \qquad (5)$$

Численные расчеты, приведенные в [6], дают для одностороннего оребрения $K \to 2$.

В выражении (5) для получения наибольшей эффективности охлаждения необходимо иметь $K_{рс} \to \max$.

Глубина оребрения H, ширина b ребра ограничены разработчиком изделия с учетом прочностных показателей участка охлаждения (для узлов двигателей обычно $H \le 1$ мм; $b \le 1$ мм).

Длина ребер l проектируется с учетом геометрических размеров зоны охлаждения. Тогда по формуле (3) расчетными величинами становятся: ширина паза a_1 и число ребер n. Минимальная ширина паза ограничена технологическими возможностями инструмента (для дисковых фрез $a_1 \ge 1...1{,}5$ мм, для электроалмазной обработки прямолинейных пазов $a_1 \ge$ $\ge 0{,}4...0{,}5$ мм). Для получения размеров локального участка охлаждения расчет ведут до достижения ближайшего целого числа пазов при $a_1 \ge a_{1\min}$.

При изготовлении оребренной поверхности (см. рис. 1, *б*) расчет теплопроводности [6] выполняется по схеме рис. 3. Здесь принято ограничение по проектированию эффективных охлаждающих каналов, имеющих минимальную массу, что актуально для двигателей летательных аппаратов авиационно-космических изделий.

Расчеты, приведенные в [6], показывают, что для минимизации массы боковая поверхность ребер должна иметь криволинейную форму. Механической обработкой это получить сложно, так как по мере затупления инструмент утрачивает нужную фасонную геометрию и трудно поддается восстановлению при

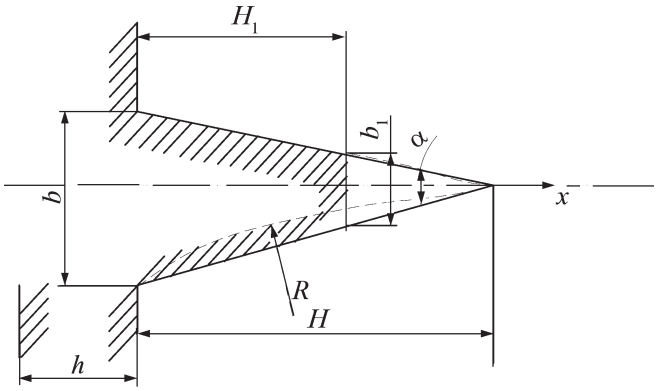


Рис. 3. Схема теплопередающего элемента (ребра) углового продольного канала (см. рис. 1, *б*)

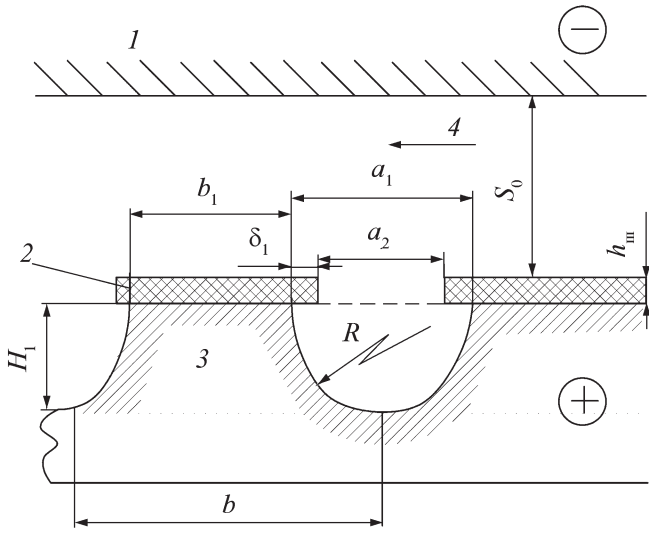


Рис. 4. Схема электрохимического получения охлаждающих каналов (пазов)

переточке. Кроме того, у многих изделий доступ инструмента в рабочую зону для локальной обработки затруднен или невозможен, так как такие элементы могут располагаться в узких углублениях и иметь сложную индивидуальную геометрическую форму, ограниченную жесткими допусками на участок.

Учитывая ограниченную глубину каналов для участков локального охлаждения, требуемый профиль и расположение криволинейных ребер, их целесообразно получать непрофилированным электродом-инструментом по одноразовым диэлектрическим шаблонам анодным локальным растворением. Этот вопрос достаточно подробно раскрыт в [7].

На рис. 4 приведена типовая схема получения углублений с криволинейными стенками каналов. Углубления легко получаются с боковыми стенками ребер, имеющих радиус *R*. В зависимости от ширины паза a_1 его донная часть может быть скругленной (с формой, близкой к приведенной на рис. 1, *в–д*), плоской (типа трапеции, см. рис. 3) или цилиндрической (при небольшой глубине канала H_1). Здесь ширина ребра b, b_1 проектируется исходя из условий охлаждения и прочностных характеристик конструкции.

Электрохимическая обработка (см. рис. 4) выполняется универсальным электродом-инструментом *1* (катод), носителем информации о геометрии локального участка (оптимальные размеры находят расчетным или экспериментальным методом) является диэлектрический шаблон *2*, установленный на обрабатываемый участок детали *3*. Электрод-инструмент расположен относительно шаблона с минимальным зазором (как правило, более 0,05...0,08 мм), необходимым для прокачки электролита *4*.

Выполнение заданного в чертеже конструкции охлаждающего элемента возможно при обоснованном расчете ширины a_2 в шаблоне над каналом детали.

Таблица 1

Уширение канала и радиус боковой поверхности ребра

Параметр	Материал детали	Высота ребра H_1, мм		
		0,1	0,25	0,5
Уширение, мм	Коррозионно-стойкая сталь	0,02	0,03	0,05
	Медный сплав	0,03	0,06	0,08
	Алюминиевый сплав	0,05	0,09	0,12
Радиус, мм	Жаропрочный сплав	–	–	8...12

Примечание. Толщина диэлектрического шаблона – 0,05 мм; межэлектродный зазор – 0,05 мм; напряжение – 12 В (стабилизированное); рабочая среда – 18%-ный водный раствор нитрата натрия; скорость прокачки жидкости через зазор 10...20 мм/с (перепад давлений 0,06...0,08 МПа).

Величина a_2 должна быть меньше заданной в чертеже ширины канала a_1 на двойную величину уширения δ_1:

$$a_2 = a_1 - 2\delta_1. \quad (6)$$

Уширение (увеличение размера углубления относительно шаблона) зависит от глубины H_1 обработки и по [7] изменяется в широких пределах (табл. 1).

Управление процессом по схеме на рис. 4, как правило, выполняется по времени τ обработки (рис. 5), которое может рассчитываться по эмпирическим зависимостям [7] или по аналитическим формулам [4], [5]:

$$\tau = \frac{(h_ш + H_1)(2S_0 + h_ш + H_1)}{2\eta\alpha\chi(U - \Delta U)}, \quad (7)$$

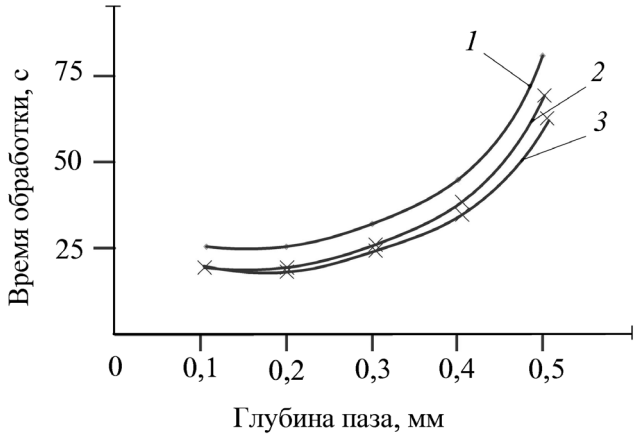


Рис. 5. Зависимости времени обработки паза от его глубины (условия приведены в примечании к табл. 1):
1 – медные сплавы; *2* – титановые сплавы; *3* – коррозионно-стойкая сталь

Таблица 2

Численные значения параметров при электрохимической размерной обработке

Параметр	Сплавы			
	жаропрочные	титановые	медные	алюминиевые
Электрохимический эквивалент, г/Ас	0,264...0,288	0,44...0,56	0,26...0,27	0,1...0,15
Выход по току	0,85...0,86	0,83...0,85	0,5...0,6	1,12...1,25
Напряжение, В	8...12	12...18	8...12	8...12
Потери напряжения, В	1,7...2,4 (электролит на базе хлорида натрия)	2,4...3,2 (электролит на базе хлорида)	3,2...4,5 (раствор солей азотной кислоты)	3,2...4,5 (электролит на базе нитрида натрия)
Удельная проводимость электролитов, $Ом^{-1}·мм^{-1}$:				
– хлористых (хлорид натрия, 15 %)	0,008...0,015	0,012...0,015	0,02...0,021	–
– нитратов (нитрат натрия, 25 %)	–	–	–	0,01...0,011

где $h_ш$ – толщина шаблона;

S_0 – начальный межэлектродный зазор;

η – выход по току;

α – электрохимический эквивалент обрабатываемого сплава;

χ – удельная электрическая проводимость электролита;

U – напряжение на электродах;

ΔU – потери напряжения.

В табл. 2 приведены сведения о численных осредненных показателях процесса из зависимости (7).

Расчеты по формуле (7) дают ориентировочные показатели, так как значения параметров в табл. 2 зависят от начального зазора, толщины шаблона, температуры электролита и других факторов, что, как правило, неизвестно и принимается в расчетах в качестве средней величины.

Экспериментальные исследования, приведенные в табл. 3, показали, что погрешность по глубине паза H_1 (см. рис. 4) может иметь разброс 10...15 % от глубины, что требуется учитывать при проектировании участков охлаждения изделий.

При механической обработке каналов (пазов) их погрешность по глубине, как правило, не менее ± 0,05 мм. Поэтому рекомендации в табл. 3 вполне обоснованы и реальны.

Диэлектрические шаблоны (см. рис. 4) выполняют различными методами. В опытном производстве используют водостойкие лаки, краски (с толщиной покрытия не более 0,08 мм), которые сушат при повы-

Таблица 3

Изменение глубины канала (паза) при электрохимической размерной обработке по шаблону

Глубина канала (паза), мм	Погрешность по глубине канала (паза), мм, для коррозионно-стойкой стали			
	расчетная	экспериментальная	допуск по чертежу	рекомендуемый допуск
0,15	0,01	0,018	± 0,02	± 0,01
0,25	0,013	0,015	± 0,01	± 0,015
0,5	0,03	0,035		± 0,25
Примечание. См. примечание к табл. 1.				

шенной температуре и после этого их вручную или механически (в том числе на оборудовании с ЧПУ) частично удаляют, оставляя защитный диэлектрический слой на необрабатываемых участках. Такие процессы низкопроизводительны, имеют высокую трудоемкость при ручной обработке и большие затраты на программирование при механическом изготовлении.

Кроме того, высушенные покрытия, как правило, хрупкие и не позволяют получить качественные границы на шаблоне. Носителями информации о контуре и расположении каналов охлаждения могут быть накладные шаблоны из пленок, устанавливаемые на деталь с помощью клеев, но они весьма трудоемки, имеют слабые участки (перемычки, сопряжения). Клеевые соединения увеличивают межэлектродный зазор, что нежелательно. Поэтому такие шаблоны не нашли широкого применения в серийном производстве.

Наибольшее использование получили шаблоны из резисторных диазосоединений и фотохимических покрытий [7]. В серийном производстве успешно применяют резисторы, наносимые на деталь в виде тонких диэлектрических покрытий, однако их использование целесообразно только для некрупных деталей со свободным доступом инструмента к месту нанесения покрытия.

Универсальным методом получения охлаждающих участков является электрохимическая размерная обработка по фотошаблонам, позволяющая формировать любые углубления по рис. 1 глубиной до 0,5 мм, а в перспективе – до 1,2. Отличительной особенностью изготовления таких шаблонов является отсутствие потребности в механической обработке, возможность повышения до 1,5 раз интенсивности охлаждения изделий при использовании углублений (см. рис. 1, *г*) с сечением в форме сопрягаемых прямоугольников, шестигранников, где площадь теплообменной поверхности значительно больше, чем у углублений круглого сечения, используемых в настоящее время.

Современная техника позволяет значительно упростить и ускорить изготовление фотошаблонов. Так, отпадает необходимость в построении в масштабе контура участка охлаждения на ватмане (ранее [7] это было необходимо). Контур углублений может наноситься непосредственно на фотожелатиновый слой без негатива с корректировкой его размеров по зависимости (6).

В [7] приведены проверенные временем рекомендации по составу фотожелатинового слоя, способу его нанесения на участок охлаждения и закреплению на нем. Учитывая крупные габариты большинства деталей с элементами охлаждения, рекомендованный в [7] метод окунания детали в емкость практически не применяется, а вместо сушильного шкафа (температура 310...320 К) в настоящее время преимущественно используются инфракрасные излучатели.

Расчет геометрии теплопередающего элемента (см. рис. 3) может приближенно выполняться без учета скругления боковой поверхности ребра радиусом R. Как следует из [6], радиус скругления R может быть выражен через полную высоту H ребра и угол α при вершине. Тогда охлаждающая система с минимальной массой [6] будет иметь радиус скругления

$$R = \frac{H}{2\sin\frac{\alpha}{2}}. \qquad (8)$$

Высота ребра H_1 (см. рис. 3) может изменяться в пределах

$$0 \le H_1 \le H. \qquad (9)$$

Проектирование ребра охлаждающей системы включает нахождение угла α при вершине (если задана высота H треугольного ребра).

Для круглого ребра с наружным диаметром d наибольший тепловой поток [6] может быть обеспечен, если выполняется условие

$$H_1 = kh\sqrt{\frac{2\lambda}{dh}}, \qquad (10)$$

где k – коэффициент.

При оценке требуемой площади охлаждения ребра F удаляемого теплового потока Q в [6] предложена зависимость

$$F = \frac{Q}{K_n g}, \qquad (11)$$

где Q – количество тепла, передаваемого в единицу времени через участок охлаждения, определяется по уравнению Фурье;

K_n – коэффициент (рис. 6), учитывает угол α (через соотношение b_1/b);

g – удельный тепловой поток.

Расчет выполняется по зависимостям, аналогичным зависимостям для углового ребра.

При вычислении K_n (см. рис. 6) следует учесть форму ребра по соотношению (см. рис. 3) его размеров на периферии и у основания (конструкция выбирается с учетом рекомендаций к рис. 1). Следовательно, $K_n = f\left(\frac{\Delta t_1}{\Delta t_2}, \frac{b_1}{b}\right)$.

При подводе тепла к ребру через стенку h (см. рис. 3) охлаждаемого участка изделия

$$\Delta t_1 = t_1 - t_{01}, \qquad (12)$$

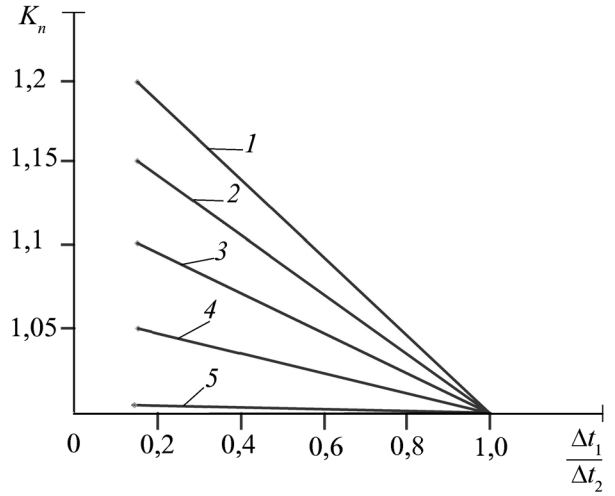


Рис. 6. Зависимости коэффициента K_n от соотношения между градиентом температур ребра и его основания (Δt_1) и на периферии (Δt_2):
1 – треугольное ребро ($b_1 = 0$); *2 – 4* – соотношение $b_1/b =$ $= 0{,}25$; $0{,}5$; $0{,}75$; *5* – прямоугольное ребро ($b_1/b = 1$)

где t_1 – температура в ребре у основания;

t_{01} – температура около ребра у его основания.

По [6] перепад температур на периферии

$$\Delta t_2 = t_2 - t_{02} = \\ = \Delta t_1 \frac{J_0(2\sqrt{Z_2})K_1(2\sqrt{Z_2}) + J_1(2\sqrt{Z_2})K_0(2\sqrt{Z_2})}{J_0(2\sqrt{Z_1})K_1(2\sqrt{Z_2}) + J_1(2\sqrt{Z_2})K_0(2\sqrt{Z_1})}, \quad (13)$$

где J_0, K_0 – модифицированные функции Бесселя первого и второго рода нулевого порядка;

J_1, K_1 – функции Бесселя первого порядка.

Приведенные функции имеют форму затухающей синусоиды и могут быть получены по зависимостям, приведенным в [8];

Z_1, Z_2 – переменные для сечений ребра у его основания и на периферии (φ_0, φ_n)

$$Z_1 = \frac{\varphi_0}{\lambda \sin \frac{1}{2}\alpha} H, \quad (14)$$

$$Z_2 = \frac{\varphi_n}{\lambda \sin \frac{1}{2}\alpha}(H - H_1). \quad (15)$$

По [6] удельный тепловой поток

$$g = K_g (t_1 - t_2), \quad (16)$$

где K_g – коэффициент, учитывающий условия охлаждения. Для плоской стенки толщиной h (см. рис. 3) $K_g = \frac{\lambda}{h}$;

t_2 – температура окружающей среды.

Локальные участки охлаждения требуются также на теплонапряженных деталях с различным покрытием (токопроводящим, диэлектрическим, пластичным, твердым, сплошным, пористым и др.). При механической обработке таких участков возникают трудности, рассмотренные в процессе анализа рис. 1. В этом случае использование электрических методов обработки возможно для токопроводящих материалов (включая покрытия) или после частичного удаления слоев диэлектрика.

Предложенный в [9] способ локальной обработки позволяет серией высоковольтных импульсов прошить диэлектрическое покрытие по контуру формирования углублений, после чего анодным растворением выполнить пазы (каналы) глубиной до 0,1...0,15 мм. Для ускорения процесса изготовления охлаждаемых участков в [1] предложен новый метод электрической обработки, позволяющий получать универсальным инструментом большинство каналов и углублений, приведенных на рис. 1. При этом глубина залегания профиля может достигать 0,8...1,0 мм. Время выполнения операции сокращается в 4–5 раз в сравнении с механической обработкой, исключается нарушение точности кромок покрытий, что ранее могло вызывать потерю работоспособности теплонапряженных участков изделий.

Выводы

1. Анализ существующих методов изготовления искусственной шероховатости и неровностей для локального охлаждения теплонапряженных участков двигателей и другой техники показал, что при ограниченном доступе инструмента в зону механической обработки не удается реализовать оптимальные варианты охлаждения деталей. Это ограничивает возможности разработчиков по созданию современной техники. Разработанные и примененные авторами электрические методы изготовления углублений снимают большинство технологических ограничений, свойственных механообработке, и дают возможность интенсифицировать теплообмен, в том числе при снижении массы участков локального охлаждения (а следовательно, и всего изделия).

2. Предложены новые (в том числе на уровне изобретений) способы профилирования участков теплообмена без использования ранее широко применяемых методов механообработки лезвийным или абразивным инструментом. В качестве носителя информации о форме углублений используют покрытия в виде фотошаблонов и универсальные непрофилированные электроды-инструменты, позволяющие значительно ускорить технологическую подготовку производства, сократить сроки освоения и затраты на

внедрение новой техники в современное гибкоструктурное производство.

3. Разработаны методики для расчета геометрии эффективных охлаждающих элементов теплонапряженных конструкций, в том числе с получением участков, обладающих минимальной массой, что имеет большое значение для летательных аппаратов авиационной и космической отрасли.

4. Показаны пути использования новых методов комбинированной обработки с наложением электрического поля для изделий, имеющих диэлектрические покрытия. Импульсное вскрытие поверхностных слоев по авторскому свидетельству [9] позволяет получить требуемый профиль охлаждающих участков деталей любых габаритов без использования металлорежущего оборудования, что сокращает технологический цикл выпуска современных изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2257981 РФ.** Способ электрохимической обработки / Закирова А.Р., Садыков З.Б., Смоленцев В.П., Газизуллин К.М. 2005. Бюл. № 22.

2. **Пат. 2275279 РФ.** Способ электромеханического разделения листовых материалов / Смоленцев М.Г., Смоленцев Е.В., Рябова С.А., Коптев И.Т. 2006. Бюл. № 12.

3. **Пат. 2333820 РФ.** Способ комбинированного разделения токопроводящих материалов / Смоленцев В.П., Хафизов И.И., Кириллов О.Н. 2008. Бюл. № 26.

4. **Смоленцев Е.В.** Проектирование электрических и комбинированных методов обработки. М.: Машиностроение, 2005. 511 с.

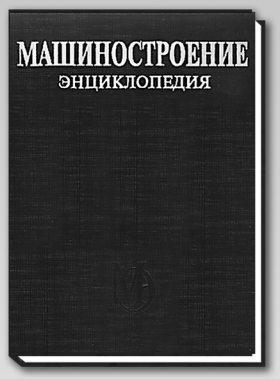
5. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки материалов. В 2-х т. / Под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высшая школа, 1983.

6. **Михеев М.А., Михеева И.М.** Основы теплопередачи. М.: Изд. дом "Бастет", 2010. 342 с.

7. **Смоленцев В.П., Смоленцев Г.П., Садыков З.Б.** Электрохимическое маркирование деталей. М.: Машиностроение, 1983. 72 с.

8. **Корн Г., Корн Т.** Справочник по математике для научных работников и инженеров. СПб.: ЛАНЬ, 2003. 831 с.

9. **А.с. 973271 СССР.** Способ маркирования деталей из токопроводящих материалов / Смоленцев В.П., Деренянко В.В., Федоров В.Е., Перов В.А., Степанищев С.В. 1982. Бюл. № 42.



ЭНЦИКЛОПЕДИЯ “МАШИНОСТРОЕНИЕ”
ТОМ II-1. "ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. ИСПЫТАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ".

Под общ. ред. **Е.И. Мамаевой**

Цена 2000 р.

2010. – 852 с. ISBN 978-5-217-03469-7

Приведены методы и средства определения химического состава и исследования структуры металлических материалов, методы и средства испытаний для определения основных физико-механических свойств при различных видах нагружения, характеристик малоцикловой усталости, многоцикловой усталости, термической прочности, коррозионно-механической прочности и трещиностойкости. Рассмотрено строение изломов при разных видах нагружения и в условиях длительного воздействия статистических нагрузок.

Для специалистов и инженерно-технических работников промышленности.

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

УДК 621.923-752

А.П. Бабичев, В.В. Иванов, С.Н. Худолей
(Донской государственный технический университет)
E-mail: vibrotech@mail.ru

Исследование процесса формирования нанопрофиля цинкового покрытия при вибрационной механохимической обработке углеродистых сталей

Представлены исследования структуры нанорельефа вибрационного механохимического цинкового покрытия.
Ключевые слова: *вибрационная обработка, механохимия, цинковое покрытие.*

In article structure researches nano-surface vibrating mechanochemical a zinc-coating are presented.
Keywords: *vibration processing, mechanochemical, zinc-coating.*

Из металлических покрытий для защиты изделий от коррозии в мировой практике наиболее широко применяется цинковое. Хорошие физико-химические свойства цинка, относительно простые технологии и оборудование для нанесения покрытия позволяют успешно применять их для защиты от коррозии.

Цинковое покрытие эффективно до тех пор, пока оно не исчезнет полностью. Более того, возможность корродирования самого цинка также постепенно устраняется благодаря образованию защитной пленки из его оксидов. Недостатком цинкового покрытия является невысокая механическая прочность и слабая сопротивляемость действию кислот.

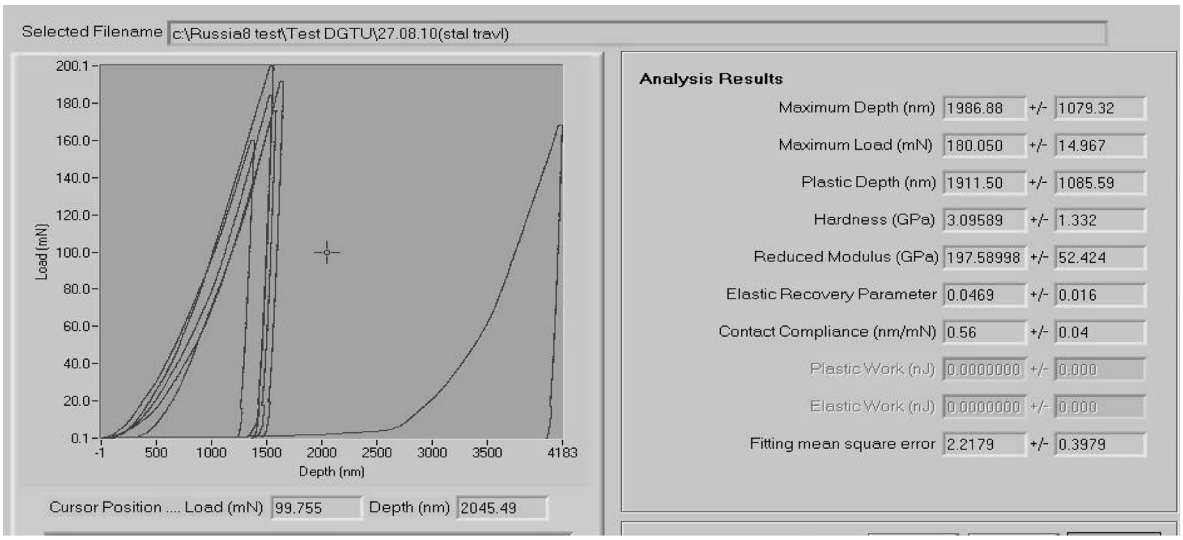
Цинкование в процессе вибрационной механохимической обработки применяется для деталей из конструкционных углеродистых и легированных сталей. Оборудованием могут служить серийно выпускаемые вибрационные станки с прямоугольными и кольцевыми рабочими камерами. В качестве рабочей среды используют стеклянные, фарфоровые шарики диаметром 2...8 мм, порошок цинка (марки ПЦ-2) и химические активаторы. Процесс покрытия осуществляется в технологической жидкости. Толщина цинкового покрытия до 10 мкм и в сравнении с традиционным гальваническим цинкованием оно отличается: малой энергоемкостью технологии; экологической чистотой; отсутствием наводороживания поверхности; хорошими физико-механическими и эксплуатационными свойствами поверхности (низкой шероховатостью, высокой коррозионной стойкостью) [1].

Вибрационное механохимическое цинкование (ВиМХЦ) можно рассматривать как совокупность независимого воздействия механических, химических и механохимических процессов.

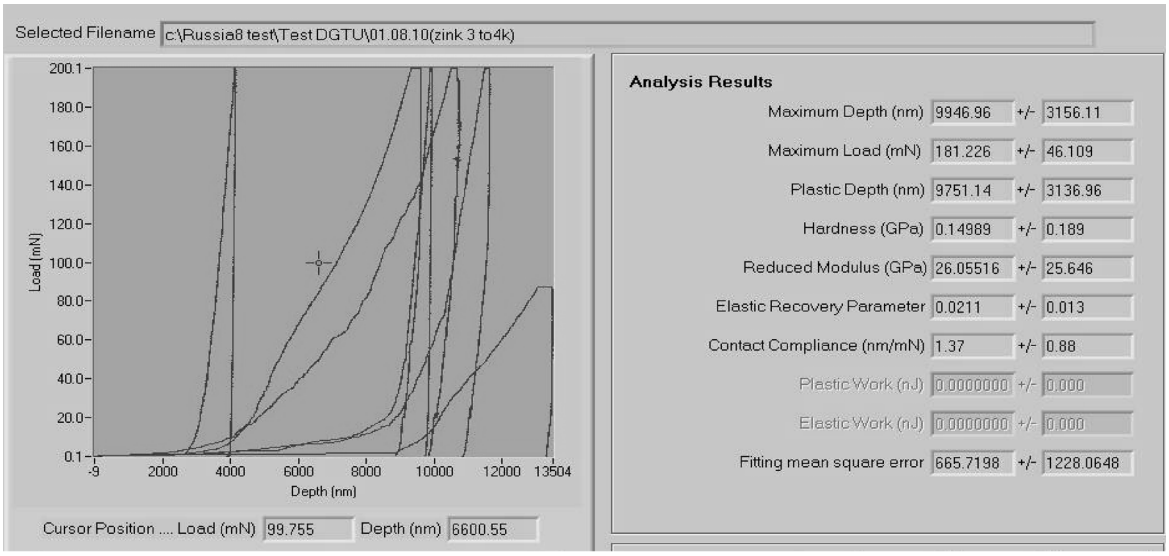
На ВиМХЦ влияют режимы обработки; частота и амплитуда колебаний; состав и абразивные свойства рабочей среды; объемное соотношение рабочей среды и деталей; конструктивные соотношения обрабатываемых деталей и рабочей камеры. Толщина покрытия в этом случае определяется разностью скоростей формирования покрытия и сопутствующего съема металла. В свою очередь, формирование покрытия также определяется механическими факторами. Это подтверждается тем, что в отсутствие вибрационного воздействия, чисто химическим путем, цинковое покрытие в тех же условиях минимально [2, 3].

Исследование формирования ВиМХЦ-покрытия проводили на аналитическом автоэмиссионном электронном микроскопе "Zeiss SUPRA 25", микротвердость покрытия измеряли на установке "Nanotest 600 platform 2" на базе *межкафедрального ресурсного центра коллективного пользования* (МРЦКП) ДГТУ, профиль поверхности – на сканирующем зондовом микроскопе "Nanoeducator" (NT-MDT). Исследовали образцы из стали 45. Покрытие наносили на каждый образец за определенный интервал времени (20 мин) для установления механизма формирования покрытия.

Изучение кинетики формирования цинкового покрытия механохимическим способом в условиях виб-



а)



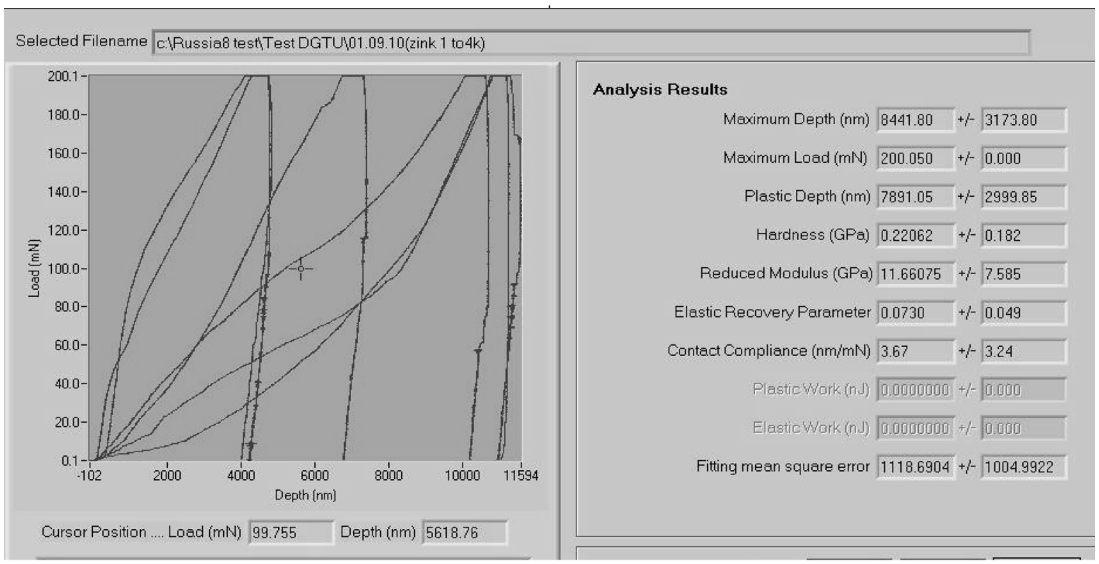
б)

Рис. 2. Диаграммы микротвердости исходной поверхности образца (*а*) и образца с цинковым покрытием при времени обработки *T* = 20 мин (*б*); 40 мин (*в*); 60 мин (*г*)

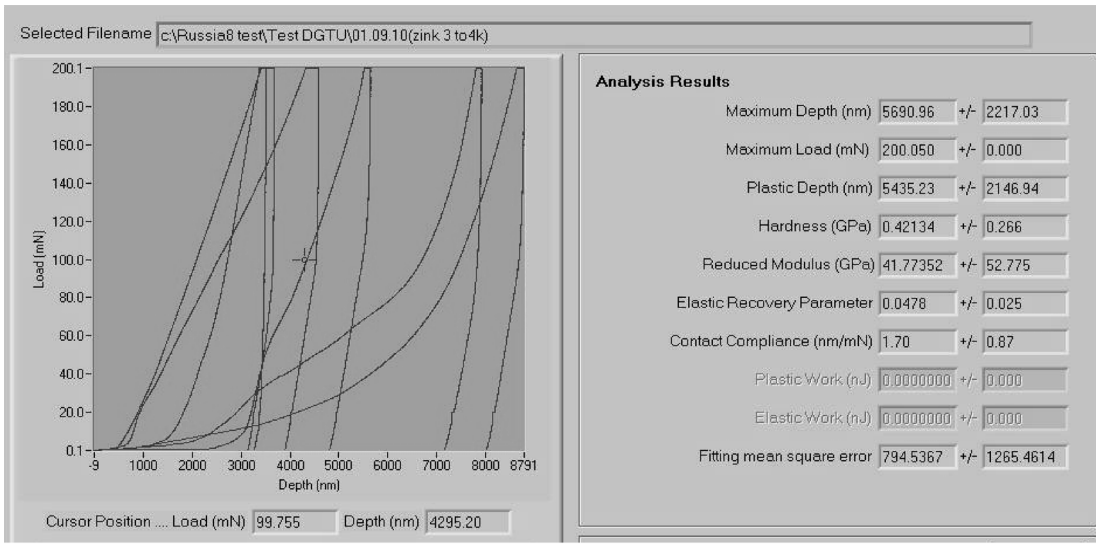
рационной обработки показало, что процесс начинается с пластической деформации и активации поверхности за счет химического и механического воздействий. На этом этапе происходит подготовка поверхности, удаляются оксиды с поверхности, активируются частицы цинкового порошка. При дальнейшей обработке образуется тонкий слой цинкового покрытия на стали [3]. На рис. 1 (см. с. 3 обложки) приведены следы контакта шариков с поверхностью стали 45.

За счет механического воздействия ударов фарфоровых шариков и воздействия анионов хлора происходит формирование активированной поверхности обрабатываемых деталей. Одновременно происходит пластическая деформация, которая приводит к изменению микрорельефа.

Фарфоровые шарики переносят цинковую суспензию со своей поверхности на обрабатываемую, которая за счет хорошего смачивания проникает в углубления – микровпадины, где на поверхности металла происходит активация и взаимодействие гидратной оболочки цинка. На этой стадии происходит максимальная деформация микровыступов. Толщина цинковой суспензии на поверхности обрабатываемого металла увеличивается и выполняет демпфи-



в)



г)

Рис. 2. ***Окончание***

рующую роль, снижая ударное воздействие фарфоровых шариков.

При дальнейшем механическом воздействии происходит уменьшение высоты микровыступов, в результате возникает волнообразный микрорельеф.

Микротвердость поверхностного слоя на образцах из стали 45 исследовали до обработки, после обработки 20, 40, 60 мин (рис. 2).

Результаты исследований микрорельефа поверхности представлены на рис. 3, 4 (см. с. 3 обложки).Исследования проводили на образцах 10×10 мм, таким образом достигался допустимый предел по размерам образцов, при этом для более качественного сканирования поверхность исходных образцов полировали. Сканирование поверхности покрытия, представленной на рис. 4 (см. с. 3 обложки), показало, что теоретические и практические выводы по формированию цинкового покрытия подтверждаются, тем не менее 3D-модель исходной поверхности стали 45 имеет более пологий профиль, чем образцы с покрытием (см. рис. 4, с. 3 обложки).

Это объясняется тем, что при механохимическом процессе нанесения покрытия происходит как изменение глубины впадин, так и изменение параметров микрогеометрии поверхностного слоя. На профилограмме с исходной микрогеометрией поверхности видны острые выступы поверхностного слоя, а на рис. 4, *а* (см. с. 3 обложки) они имеют более скругленную форму выступов.

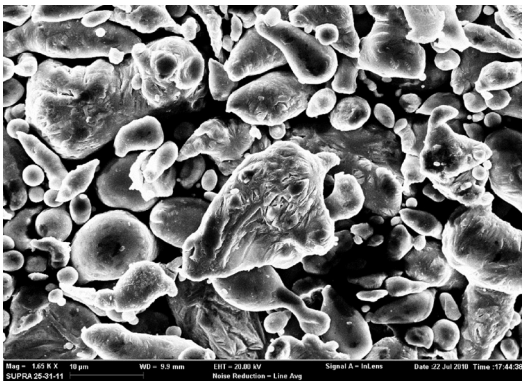


Рис. 5. Микроструктура порошка цинка

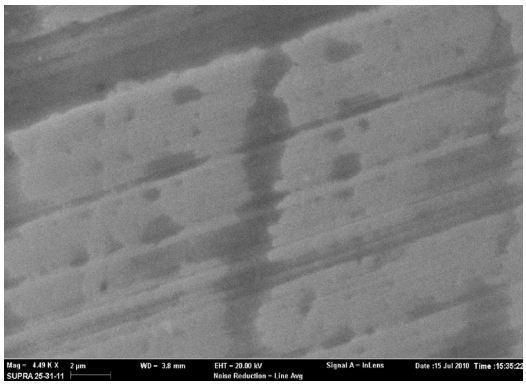


Рис. 6. Исходная поверхность образца

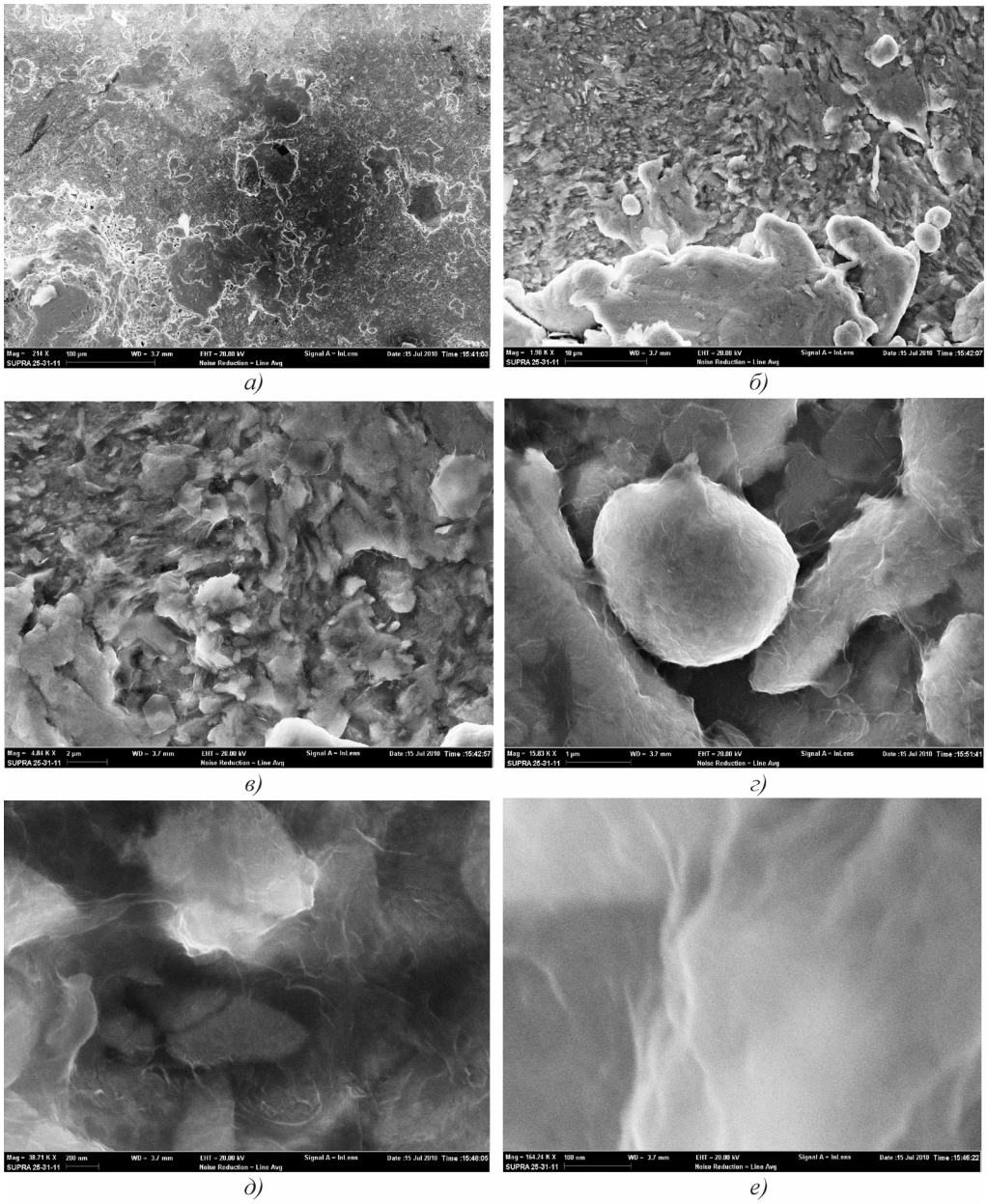
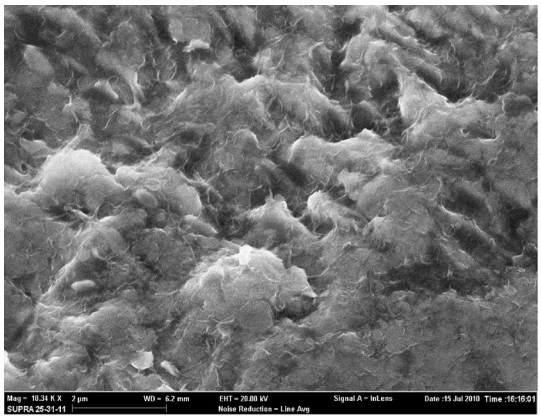
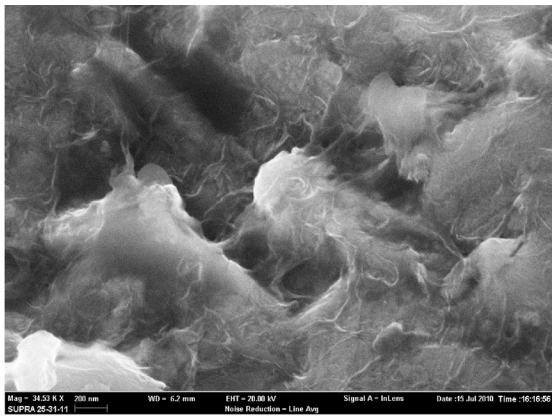


Рис. 7. Поверхность ВиМХЦ-покрытия при увеличении ×1500 (*а*), ×1200 (*б*), ×5000 (*в*), ×1100 (*г*), ×10 000 (*д*), ×110 000 (*е*)



а)



б)

Рис. 8. ВиМХЦ-покрытие (снимок под углом 30°) при увеличении ×6500 (*а*), ×50 000 (*б*)

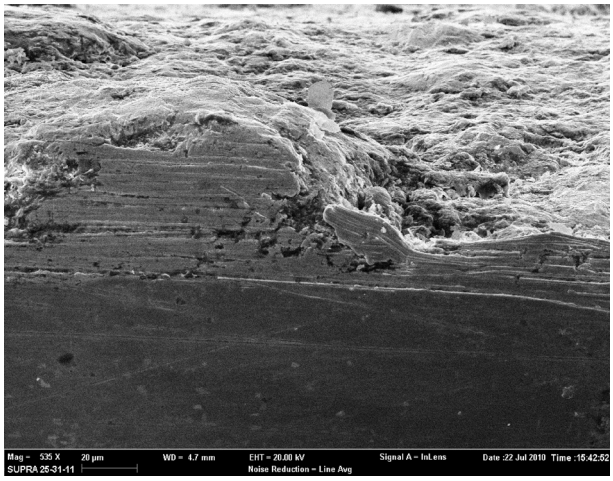


Рис. 9. Микрошлиф цинкового покрытия (×400)

На рис. 5–9 представлены снимки поверхности цинкового покрытия, полученные на аналитическом автоэмиссионном электронном микроскопе "Zeiss SUPRA 25", подтверждающие предыдущие исследования. Они дают представление как о характере нанорельефа покрытия, так и о характере соединения ВиМХЦ-покрытия с основным металлом.

Полученные результаты открывают пути для дальнейших исследований в области нанесения ВиМХЦ-покрытия, основной особенностью которого является содержание частиц цинка в виде чешуек различной формы, которая приводит к уменьшению толщины цинкового покрытия при сохранении им адекватной защиты.

Процесс нанесения покрытия не приводит к наводороживанию изделий и не вызывает загрязнения окружающей среды. Покрытия наносят как на отдельные детали, так и на узлы, собранные из нескольких деталей, что значительно сокращает расходы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Иванов В.В.** Вибрационные механохимические методы нанесения покрытий: монография. Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2007. 140 с.

2. **Бабичев А.П., Бабичев И.А.** Основы вибрационной технологии. Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2008. 694 с.

3. **Бабичев А.П., Худолей С.Н.** Механохимические процессы при ВиО (на примере вибрационного механохимического цинкования (ВиМХЦ)) // Известия ОрелГТУ. Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2008. № 3–3/271(546). С. 54–58.

Ю.В. Панфилов, С.А. Клименко

Отчет о XI Международной научно-технической конференции "Инженерия поверхности и реновация изделий"

23–27 мая 2011 г. *г. Ялта*

Достижение высокого качества и эксплуатационной надежности машин, а также снижение их стоимости, являющихся условием обеспечения высокого и устойчивого уровня рыночной конкурентоспособности, возможно лишь на основе реализации новых наукоемких технологий и научно-технических направлений.

Одним из таких комплексных направлений является инженерия поверхности. Она приобретает все большее значение как эффективное средство достижения экономии материалов и энергии, позволяя одновременно улучшать технико-экономические характеристики машин и создавать принципиально новые изделия.

Одиннадцатый раз в поселке Гаспра Большой Ялты прошла Международная научно-техническая конференция "Инженерия поверхности и реновация изделий" (23–27 мая 2011 г.), организованная Ассоциацией технологов-машиностроителей Украины при поддержке журналов издательства "Машиностроение" (Россия). В конференции приняли участие специалисты из Москвы, Киева, Минска, Ташкента, Брянска, Днепропетровска, Хабаровска и других городов СНГ.

Тематика докладов затрагивала такие направления, как трение и износ деталей машин, повышение стойкости инструмента, нанесение упрочняющих покрытий, восстановление изношенных поверхностей наплавкой и другие темы, связанные с инженерией поверхности и реновацией изделий.

Общим вопросам инженерии поверхности в машиностроении были посвящены доклады, связанные с выбором инструментальной стратегии для снижения производственных затрат, обусловленных большой номенклатурой современных инструментов, что затрудняет их правильный выбор с точки зрения минимизации себестоимости обработки деталей. Представлены автоматизированная система выбора инструментальной стратегии, методы обеспечения точности автоматизированной настройки режущего инструмента на станках с ЧПУ и выбора оптимального режущего инструмента по критериям прочности режущей кромки, отсутствия вибраций, отвода тепла из зоны резания.

К общим вопросам относятся также тематика промышленной реновации технических изделий как экологической технологии будущего и информационного обеспечения инженерии поверхности.

Тема трения и износа была представлена докладом о компрессионно-вакуумном механизме трения и изнашивания на примере подшипника скольжения "вал–втулка" со смазкой, который, по мнению автора, позволяет по-новому подойти к проблеме трения и изнашивания. Изнашивание скользящего электрического контакта при высокой плотности тока (200 А/см^2), контактном давлении 0,02...0,08 МПа и отсутствии смазки было предложено уменьшать заменой материала на основе металлографита с большим содержанием меди на сталь ШХ15 с медью и графитом в различных пропорциях.

Попытка осмысления физико-химических процессов при трении и изнашивании была предпринята на примере деталей сельскохозяйственных машин (почвообрабатывающих, зерноуборочных, хлопкоуборочных) и новых требований к фрикционному взаимодействию колес с рельсами на железных дорогах России.

Акустическая эмиссия представлена в качестве эффективного метода исследования трения и изнашивания, так как амплитуда и частота акустического сигнала несет информацию о процессах фрикционного взаимодействия во времени (хронография).

Исследование трибологических характеристик керамики на основе диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия Y-TZP, а также металлокерамических композитов WC–(Fe–Mn–C) в условиях сухого трения показало, что при скоростях скольжения более 20 м/с и давлении 5 МПа образуются трибослои, обогащенные Fe, O_2 и оксидами типа Fe_3WO_4,

что приводит к уменьшению интенсивности изнашивания и коэффициента трения.

Тема упрочнения была представлена гибридной технологией, объединяющей в одном процессе ультразвуковое и электромагнитное воздействия на поверхности деталей машин, что обеспечивает генерирование и передачу теплоты, кавитацию, акустическое течение материала, химические, механические, диффузионные и капиллярные эффекты, эффект вакуума.

Комбинация электромагнитной наплавки легированным ферропорошком с поверхностным деформированием и наплавкой проволокой с упрочняющим ротационным резанием используется для восстановления изношенных деталей. Совмещение механического упрочнения и наплавки обеспечивает уменьшение числа и размера пор, снижает неравномерность покрытия, затрудняет образование трещин и повышает сопротивление усталости деталей. Нанесение функционального слоя с одновременной обработкой ротационным (самовращающимся) резанием дополнительно упрочняет поверхность и улучшает геометрические характеристики изделий.

Прямое поверхностное легирование отливки путем покрытия поверхности форм и стержней специальной композицией увеличивает карбидную фазу и концентрацию таких элементов, как V, Ti, W, La и др. Плазменная закалка крупногабаритных деталей в ручном режиме позволяет упрочнять поверхность шестерней, штампов, буртов подпятников железнодорожных вагонов практически под открытым небом.

Упрочнение прокатных валков наплавкой порошковой проволокой используется как с целью повышения ресурса, так и для восстановления изношенных валков (марка порошковой проволоки ВЕЛТЕК-Н370-РМК).

Сочетание в одном технологическом процессе упрочнения, восстановления и обработки поверхности детали обеспечивает заданные геометрические параметры поверхностей деталей и их физико-механические характеристики при условии согласования характеристик наплавленного слоя и режимов механической обработки.

ООО "НПП РЕММАШ" из Днепропетровска при разработке и изготовлении наплавочного оборудования исходит из условия соответствия технического уровня создаваемого оборудования применяемым материалам и технологиям. Прежде всего такой подход требует проведения глубокого анализа аналогов, использования блочного принципа конструирования, максимального привлечения соразработчиков и соисполнителей, сочетания специализации, универсальности оборудования и гибкости, т.е. компоновки под определенного заказчика.

Продукцией предприятия является оборудование для наплавки цилиндрических и плоских деталей длиной до 4 м, диаметром до 2500 мм, массой до 5 т.

ЗАО "Запорожсталь" поделилось опытом по применению наплавочных порошковых проволок как от мировых производителей (WeldingAlloys, ESAB и др.), так и украинских компаний (ВЕЛТЕК – РЕММАШ).

Часть докладов были посвящены ***упрочняющим покрытиям***: дискретным, сочетающим области с высокой твердостью и низким коэффициентом трения; газопламенным на основе аморфных порошков Fe–Ni–Mo–Cr–Co–Si–B; газотермическим градиентным покрытиям для повышения износо-, жаро- и коррозионной стойкости.

Механообработка на конференции была представлена докладами о точении деталей из закаленной стали инструментом с цилиндрической передней поверхностью, что уменьшает шероховатость обработанной поверхности при высокой производительности процесса обработки; результатах исследования процесса точения деталей из закаленной стали ШХ15 инструментом из *поликристаллических сверхтвердых материалов* (ПСТМ); технологии обработки безвершинным косоугольным инструментом из ПСТМ крупногабаритных деталей из материалов высокой твердости.

Нанотехнологиям в инженерии поверхности были посвящены доклады по нанодобавкам к смазочным маслам, деформационно-термическому формированию наноструктур, износостойкости нанокомпозитных покрытий, упрочняющим покрытиям лопаток паровых турбин, синергетике системы "основа–покрытие", реологии нанокристаллического слоя поверхностей трения.

На ряде примеров был показан большой интерес, проявляемый научной общественностью и промышленностью к разработкам, связанным с нанопокрытиями: металлические стекла в виде тонкопленочного покрытия, например, полученного методом сфокусированного ионного пучка (FIB – Focused Ion Beam); защита сталей от коррозии с помощью наноструктурированных материалов, нанесенных электроосаждением полианилин-углеродного нанокомпозита и покрытиями из кобальтовых шпинелей; тонкими пленками LaCr и La_x-CrO_3, получаемыми золь-гель методом; увеличение несущей способности и износостойкости деталей машин из сталей и сплавов наноструктурированными покрытиями на основе n–Al_2O_3–$13TiO_2$, нанесенными методом согласованного плазменного распыления (conventional plasma spray) и др.

Было показано, что улучшить антифрикционные характеристики твердых покрытий с одной стороны, повысив при этом стойкость к абразивному изнашиванию для слоистых твердосмазочных материалов –

с другой, можно за счет одновременного использования этих материалов в различных композитных структурах.

Базируясь на вакуумных методах ионно-плазменной и ионно-лучевой обработки материалов, можно формировать различные комбинированные композитные покрытия: многослойные композиции, в которых используются тонкие пленки твердых и твердосмазочных материалов, расположенных в различной последовательности и имеющих определенные толщины; нанокомпозитные покрытия, формируемые одновременным осаждением в вакууме потоков распыляемых твердых и твердосмазочных материалов из одного или разных источников с применением единой композитной распыляемой мишени (например, $Ti+Al+MoS_2$); композиции на основе мозаично-дискретных планарных структур, конфигурация которых формируется при помощи различных технологических методов: фотолитографии, использования металлических масок, лазерной обработки.

В рассматриваемых композициях при некотором снижении прочности наблюдается существенное улучшение трибологических характеристик, соотношение между износостойкостью и антифрикционными свойствами зависит как от процентного соотношения составляющих композицию компонентов, так и от геометрических параметров композитной структуры.

Информационными спонсорами конференции выступили авторитетные издания – российские журналы "Упрочняющие технологии и покрытия", "Трение и смазка в машинах и механизмах" (ООО "Издательство Машиностроение", г. Москва), украинский журнал "Інструментальний світ" (г. Киев).

Ассоциация технологов-машиностроителей Украины приступила к подготовке очередной XII Международной научно-технической конференции "Инженерия поверхности и реновация изделий", которая состоится в поселке Гаспра (г. Ялта) в конце мая 2012 г., и приглашает специалистов, интересующихся проблемами инженерии поверхности, ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, принять в ней участие.

УВАЖАЕМЫЕ ПОДПИСЧИКИ!

Научно-техническое издательство "МАШИНОСТРОЕНИЕ"

выпустило в свет полную подписку на журналы за 2007–2010 годы в электронном виде.
Стоимость одного номера составляет 100 рублей.
Полная подписка за 2007 г. выложена в открытом доступе
на нашем сайте **www.mashin.ru** бесплатно.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 07.07.11 г. Подписано в печать 22.08.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,81. Заказ 632. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15