

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 8 (80)
август
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., Саврай Р.А., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю., Киряков А.Е. Формирование высококачественных поверхностей деталей из коррозионно-стойкой стали выглаживанием специальным инструментом с узлом динамической стабилизации на токарно-фрезерном центре 3

Степанов Ю.С., Сотников В.И., Ткаченко А.Н. Оптимизация конструкции комбинированного инструмента для токарной обработки и алмазного выглаживания торцовых поверхностей деталей из меди 15

Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Ерохин В.В., Бирюков А.И., Юшин Д.И. Повышение качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлоплакирующих смазок 21



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Наркевич Н.А., Иванова Е.А., Тагильцева Д.Н. Напряженно-деформированное состояние покрытия 60Х24АГ16, полученного электронно-лучевой наплавкой, и его фрикционное упрочнение 26

Смыслов А.М., Быбин А.А., Невьянцева Р.Р., Новиков А.В., Дементьев А.В. Особенности обеспечения ресурса электронно-лучевого покрытия Co-Cr-Ni-Al-Y на этапе восстановительного ремонта лопаток газовых турбин 32

Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Дуда И.М., Иванов О.Н., Ковалева М.Г., Марадудина О.Н., Трусова Я.В. Свойства покрытия из порошка титана на подложке из стали (0,3 % С), нанесенного кумулятивно-детонационным устройством 38



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Бойко В.М., Физулаков Р.А. Возможности применения нанопокровтий на основе эпиламов для повышения функционального качества поверхности изделий 44

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 8 (80)
August
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. SUHOICHEV
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., Savrai R.A., Pozdejeva N.A., Malygina I.Yu., Kiryakov A.E. The forming of high-quality surfaces in corrosion-resistant steel parts by burnishing on the turning/milling center using the special tool with dynamic stabilization unit 3

Stepanov Yu.S., Sotnikov V.I., Tkachenko A.N. Optimization design of combined tool for turning processing and the diamond caress end surfaces of components made of copper 15

Shchedrin A.V., Gavrilov S.A., Yerokhin V.V., Biryukov A.I., Yushin D.I. Improving quality and productivity of methods combined machining by tools with regular surface microgeometry using metal-cladding lubricants 21



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Narkevich N.A., Ivanova E.A., Tagiltseva D.N. Stress-strain state of the 60X24AГ17 coating, produced by the electron-beam surfacing and its friction strengthening 26

Smyslov A.M., Bybin A.A., Nevyantseva R.R., Novikov A.V., Dementyev A.V. The features of life cycle provision for electron-beam coating Co-Cr-Ni-Al-Y at the repair maintenance stage of gas turbine blades 32

Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V., Duda I.M., Ivanov O.N., Kovaleva M.G., Maradudina O.N., Trusova Ya.V. Titanium coating deposited by cumulative-detonation device 38

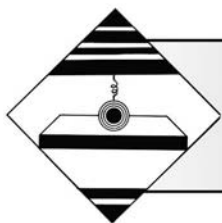


CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Bojko V.M., Fizulakov R.A. Opportunities of application nanocoatings on the basis of epilams for increase of functional quality of a surface of products . . . 44

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

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



УДК 621.787.4:620.178.1

В.П. Кузнецов¹, А.В. Макаров², Р.А. Саврай²,
Н.А. Поздеева², И.Ю. Малыгина², А.Е. Киряков¹

(¹Курганский государственный университет, ²Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)
E-mail: wpkuzn@mail.ru

Формирование высококачественных поверхностей деталей из коррозионно-стойкой стали выглаживанием специальным инструментом с узлом динамической стабилизации на токарно-фрезерном центре*

Рассмотрены технологические и материаловедческие условия обеспечения качественных характеристик поверхностей прецизионных деталей из коррозионно-стойкой стали при финишной обработке однопроходным алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре специальным инструментом с узлом динамической стабилизации.

Ключевые слова: коррозионно-стойкая сталь, алмазное выглаживание, шероховатость поверхности, структура, микротвердость, микромеханические свойства, остаточные напряжения.

The technological and materials science aspects of obtaining of quality surface characteristics of high-precision corrosion-resistant steel parts at final machining by single-pass diamond burnishing on the turning/milling center using the tool with dynamic stabilization unit are considered.

Keywords: corrosion-resistant steel, diamond burnishing, surface roughness, structure, microhardness, micromechanical properties, residual stresses.

Введение

Надежность и долговечность прецизионных деталей машин существенным образом зависят от качества их функциональных поверхностей, подвергаемых в процессе эксплуатации повышенным механическим, тепловым и триботехническим нагрузкам. Эффективным методом финишной обработки деталей на токарно-фрезерных центрах является такой метод поверхностного пластического деформирования, как выглаживание.

Разработка методов моделирования виброустойчивости технологической системы выглаживания и создание специального быстросменного инструмента с узлом динамической стабилизации (УДС) позволяют значительно улучшить многие эксплуатационные характеристики поверхностей высокоточных деталей [1].

Обработку деталей поверхностным пластическим деформированием разделяют на отделочную, отделоч-

но-упрочняющую и упрочняющую, при этом достижение нужного результата регламентируется рабочим усилием [2]. Однако, как показала практика, общепринятые теоретические подходы и выработанные рекомендации не всегда позволяют управлять качеством поверхностного слоя при финишной обработке деталей выглаживанием на многоцелевых станках инструментом с УДС [3]. В частности, применение инструмента с УДС усложняет задачу определения действительной силы выглаживания и соответствующей ей глубины внедрения индентора инструмента.

Перспективным представляется применение современной технологии выглаживания инструментом с УДС при изготовлении ответственных деталей нефтяного и газового оборудования. В качестве материала указанных деталей, подверженных в процессе эксплуатации коррозионным и термическим воздействиям, широко применяют коррозионно-стойкие стали, в частности высокохромистую сталь марки 20Х13. Создание в данной стали с помощью термической обработки структурных состояний с разным уровнем твердости может оказать существенное влияние на закономерности упрочнения и формирования каче-

* 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.

ства поверхности при выглаживании инструментом с УДС.

Цель работы – исследование формирования топографии поверхности, структуры, напряженного состояния, микротвердости и других микромеханических свойств поверхностных слоев коррозионно-стойкой высокохромистой стали 20X13, находящейся в различных исходных структурных состояниях, при однопроходном алмазном выглаживании инструментом с УДС на многоцелевом токарно-фрезерном центре.

Методика проведения исследований

Исследовали сталь 20X13 промышленной выплавки, содержащую, % мас.: 0,22С; 13,06Сг; 0,17Ni; 0,28Mn; 0,30Si; 0,057Cu; 0,020P; 0,008S; остальное Fe. Образцы в виде дисков диаметром 75 мм и толщиной 10 мм были разделены на три группы для получения различных структурных состояний и уровней твердости обрабатываемого материала.

Образцы *группы 1* (сталь в состоянии поставки, твердость 150 НВ) имеют типичную структуру отжига, состоящую из ферритной матрицы, в теле и по границам зерен которой расположены карбиды хрома (Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3) округлой и вытянутой формы (рис. 1, *а*).

Образцы *группы 2*, подвергнутые закалке и высокотемпературному отпуску при 560 °С (2 ч), имеют более высокую твердость (270 НВ) и структуру высокоотпущенного пакетного мартенсита с большим количеством выделившихся при отпуске мелких вторичных карбидов хрома (рис. 1, *б*).

Образцы *группы 3*, подвергнутые закалке и низкотемпературному отпуску при 150 °С (2 ч), имеют максимальную твердость (460 НВ) и структуру низкоотпущенного пакетного (речного) мартенсита (рис. 1, *в*). Температура низкого отпуска 150 °С выбрана на основании того, что указанный отпуск, не снижая твердости закаленной стали 20X13, обеспечивает ей максимальный уровень износостойкости [4]. В структуре образцов групп 2 и 3 встречаются также

отдельные крупные карбиды, нерастворившиеся при нагреве стали под закалку до температуры 1050 °С (см. рис. 1, *б, в*).

Диски подвергали чистовому точению твердосплавной пластиной на токарно-фрезерном центре Multus V300 фирмы OKUMA (Япония) при скорости $v_t = 100$ м/мин, подаче $S_t = 0,1$ мм/об и финишному однопроходному выглаживанию специальным инструментом с УДС [3, 5]. Наконечник индентора выглаживающего инструмента из натурального алмаза имел сферическую заточку с радиусом $R = 4$ мм, что позволяет сопоставить полученные результаты с результатами других исследователей [2, 6]. Среднее арифметическое отклонение профиля рабочей части алмазного индентора не превышало $Ra = 4,7$ нм.

Для образцов всех трех групп использовали режимы выглаживания, соответствующие справочным рекомендациям для исследуемого типа сталей [7]: сила $P = 230$ Н; скорость $v_b = 100$ м/мин; подача $S_b = 0,08$ мм/об. Соответственно шаг подачи при выглаживании составлял $t_{sb} = 0,08$ мм. Дополнительно диск из группы 3 обрабатывали с большей силой выглаживания $P = 340$ Н. При выглаживании применяли *смазочно-охлаждающую технологическую среду* (СОТС).

Микроструктуру и поверхности дисков исследовали на электронном сканирующем микроскопе высокого разрешения Tescan Mira 3 LMU с автоэмиссионным катодом Шоттки высокой яркости. Шероховатость и профили поверхностей дисков изучали с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100. Микротвердость определяли на микротвердомере Leica VMHT при нагрузках на индентор 0,10; 0,25; 0,49; 0,98 и 1,96 Н.

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 15–20 измерениям) и индентирования (по 5–8 измерениям) определяли с доверительной вероятностью $p = 0,95$.

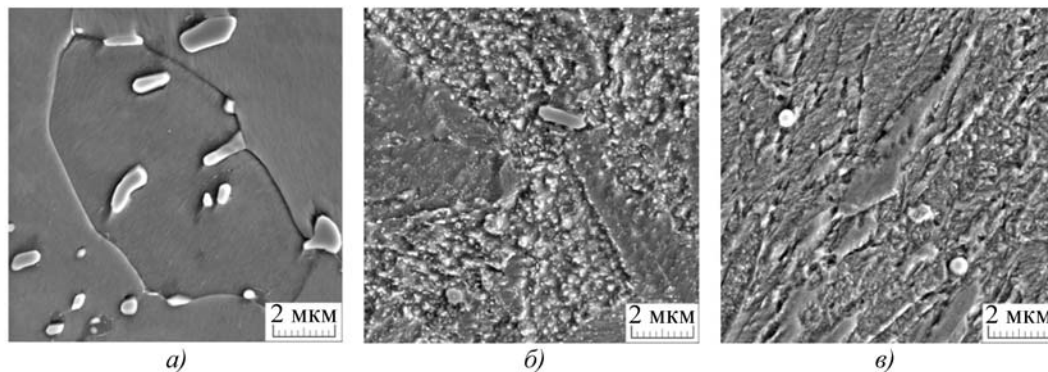


Рис. 1. Исходная микроструктура образцов групп 1 (*а*), 2 (*б*) и 3 (*в*) из стали 20X13 (электронная сканирующая микроскопия)

Рентгенографическое исследование выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в CrK_α -излучении. Определяли изменение интегральной ширины B линии $(110)\alpha$ и остаточных напряжений σ , которые рассчитывали методом наклонной съемки по линии $(211)\alpha$.

Результаты исследований и их обсуждение

Топография поверхности стали после точения и выглаживания. Изучение поверхности образцов трех групп из стали 20X13 на оптическом профилометре и электронном сканирующем микроскопе показало, что в зависимости от структурного состояния и уровня твердости обрабатываемого материала при одних и тех же режимах чистового точения и выглаживания (с силой $P = 230$ Н) получено три принципиально различных варианта поверхности (рис. 2, а–в, 3, 4).

На образцах группы 1 сформирован новый рельеф поверхности с шагом микропрофиля $t_n = t_b = 0,08$ мм, равным шагу подачи при выглаживании $t_{sb} = 0,08$ мм (см. рис. 2, а, 3, б, 4, б). Образцы имеют размерные изменения в пределах 2...3 мкм (уровень сформированной выглаживанием новой поверхности ниже уровня впадин от точения).

На образцах группы 2 также сформирован новый рельеф поверхности с шагом микропрофиля $t_n = t_b = t_{sb} = 0,08$ мм (см. рис. 2, б). При этом выглаживание не привело к размерным изменениям образцов (уровень сформированной новой поверхности находится на уровне впадин от точения).

Результаты финишной обработки образцов группы 3 с силой $P = 230$ Н являются примером неполного сглаживания исходной шероховатости с частичным деформированием вершин неровностей (см. рис. 2, в, 3, г). При этом как вершины, так и впадины выглаженной поверхности имеют явно выраженные остаточные следы микрогеометрии предыдущего чистового точения. Средний шаг микропрофиля после неполного сглаживания определяется подачей при чистовом точении $S_T = 0,1$ мм/об и равен шагу $t_n = t_t = 0,1$ мм (см. рис. 2, в, 3, г, 4, г).

Увеличение силы выглаживания до $P = 340$ Н позволило полностью сгладить вершины микронеровностей на поверхности образца группы 3 (см. рис. 2, г), сформированных предварительным чистовым точением. Как и в случае выглаживания с силой $P = 230$ Н образцов групп 1 и 2, при обработке с силой $P = 340$ Н более твердого образца группы 3 формируется новый рельеф поверхности с шагом микропрофиля $t_n = t_b = 0,08$ мм, соответствующим шагу подачи при выглаживании $t_{sb} = 0,08$ мм.

В общем случае среднюю высоту профиля шероховатости при всех методах механической обработки предложено определять равенством [8]:

$$Rz = h_1 + h_2 + h_3 + h_4,$$

где h_1, h_2, h_3, h_4 – составляющие профиля шероховатости, обусловленные соответственно геометрией и кинематикой перемещения рабочей части инструмента, колебаниями инструмента относительно обрабатываемой поверхности, пластическими деформациями в зоне контакта инструмента и заготовки и шероховатостью рабочих поверхностей инструмента. Однако на практике комплекс факторов, оказывающих влияние на высоту неровностей выглаженной поверхности, более широк.

Высота неровностей зависит от динамических особенностей взаимодействия контактирующих поверхностей в направлениях скорости и подачи, вибраций детали, неоднородности обрабатываемого материала, адгезионно-молекулярного взаимодействия контактирующих поверхностей, дефектов шелушения и микрорезания [1, 8, 9].

Проведение обработки поверхностей выглаживанием на динамически жестких станках инструментом с УДС, а также применение в качестве материала рабочей части индентора натурального алмаза с низкой шероховатостью ($Ra < 5$ нм) позволяют считать составляющие h_2 и h_4 пренебрежимо малыми величинами.

Преимущественное влияние на процесс формирования нового рельефа поверхности выглаживающим инструментом с УДС при заданных значениях массы и радиуса заточки рабочей части индентора оказывает сила выглаживания P , определяющая фактическую глубину внедрения инструмента в зависимости от физико-механических характеристик обрабатываемого материала. Это подтверждают результаты финишной обработки образцов группы 3 с силой выглаживания $P = 230$ Н, когда частично сохраняется рельеф от точения (см. рис. 2, в, 3, г, 4, г), и с силой $P = 340$ Н, обеспечившей формирование полностью нового рельефа поверхности (см. рис. 2, г).

Приведенные на рис. 2 значения параметров шероховатости поверхности образцов показывают, что выглаживание стали в состоянии поставки (без термоупрочнения – группа 1), обработанной чистовым точением до параметра шероховатости $Ra = 1,1$ мкм, дало уменьшение шероховатости в 7,3 раза. Для термоупрочненной (закалка + отпуск) стали 20X13 отмечается еще более существенное снижение шероховатости в результате выглаживания: в 9,7 раза для высокоотпущенной стали (группа 2) и в 12,4 раза для низкоотпущенной стали (группа 3) при обработке с оптимизированной силой выглаживания ($P = 340$ Н),

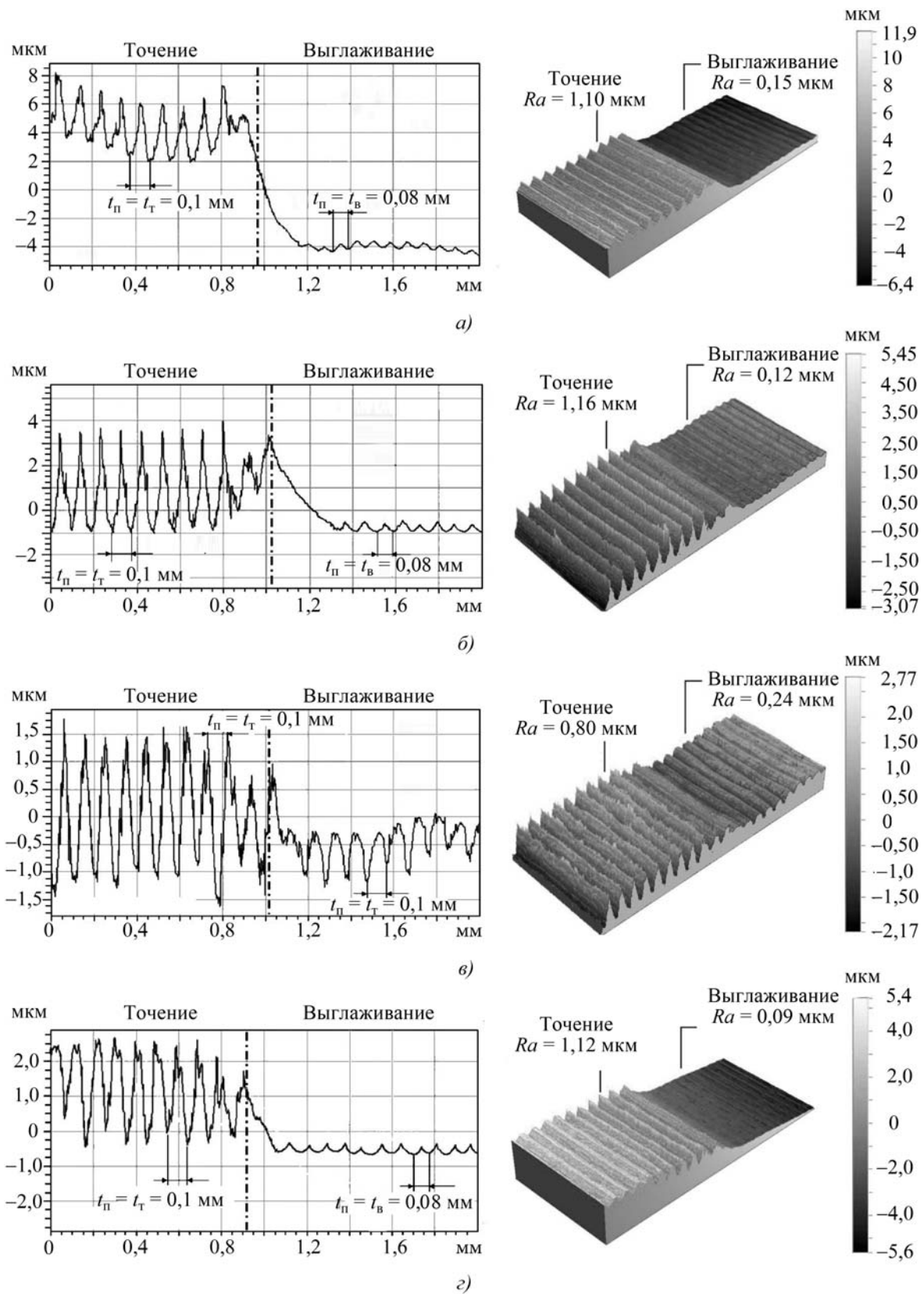


Рис. 2. Профилограммы и трехмерные изображения на оптическом профилометре поверхности образцов групп 1 (а), 2 (б) и 3 (в, з) из стали 20Х13 после выглаживания с силой $P = 230$ Н (а–в) и $P = 340$ Н (з) (t_n, t_r, t_b – шаг микропрофиля соответственно обработанной поверхности, поверхности после точения и выглаживания)

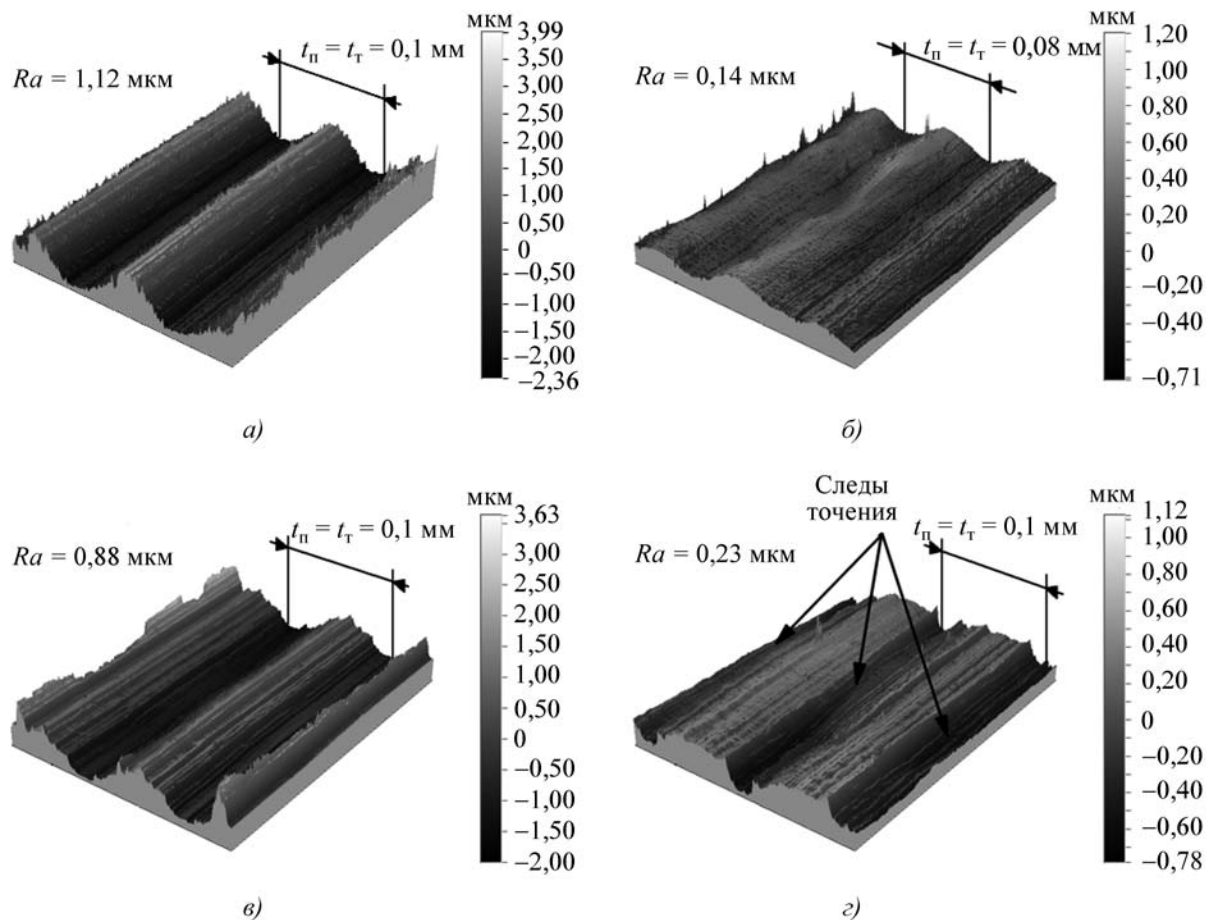


Рис. 3. Трехмерные изображения на оптическом профилометре поверхностей образцов групп 1 (а, б) и 3 (в, г) из стали 20Х13 после точения (а, в) и выглаживания с силой $P = 230$ Н (б, г)

обеспечивающей формирование новой поверхности. Причем в последнем случае достигается нанометровый диапазон (≤ 100 нм) среднего арифметического отклонения профиля выглаженной поверхности $Ra = 0,09$ мкм = 90 нм (см. рис. 2, г).

Классический подход к оценке выглаживания основан на утверждении, что выглаживание закаленных сталей с оптимальными режимами при параметре шероховатости обрабатываемой поверхности после точения $Ra < 1,25$ мкм дает стабильное уменьшение шероховатости в 4–5 раз [10]. Рассмотренные экспериментальные результаты показывают (см. рис. 2), что применение однопроходного алмазного выглаживания на динамически жестких станках инструментом с УДС существенно повышает эффективность этого метода финишной обработки, обеспечивая уменьшение шероховатости более чем в 7 раз на нетермоупрочненной стали и более чем в 9 раз – на термоупрочненной коррозийно-стойкой стали.

Структура и сплошность поверхностного слоя стали после выглаживания. Высокоразрешающая электрон-

ная сканирующая микроскопия на поперечном шлифе образца группы 1 (сталь в состоянии поставки), подвергнутому выглаживанию, выявляет поверхностный слой толщиной 5...8 мкм с сильно диспергированной структурой феррита (рис. 5, а, зона А) при сохранении в указанном слое карбидных частиц (карбидов отжига). Следовательно, достигаемый при однопроходном алмазном выглаживании с СОТС уровень деформации стали даже вблизи самой поверхности не достаточен для эффективного растворения (диссоциации) или сильного диспергирования карбидов хрома.

Ниже сильнодиспергированного слоя располагается слой с деформированной структурой, ориентированной вдоль направления трения (см. рис. 5, а, зона Б). Рисунок 5, а, а также проведенные на сканирующем микроскопе исследования во вторичных электронах свидетельствуют, что деформация отожженной стали сопровождается появлением несплошностей металла – субмикропор, линейный размер которых не превышает 1 мкм. Встречаются также чрезвычайно мелкие (~ 100 нм) субмикропоры. Суб-

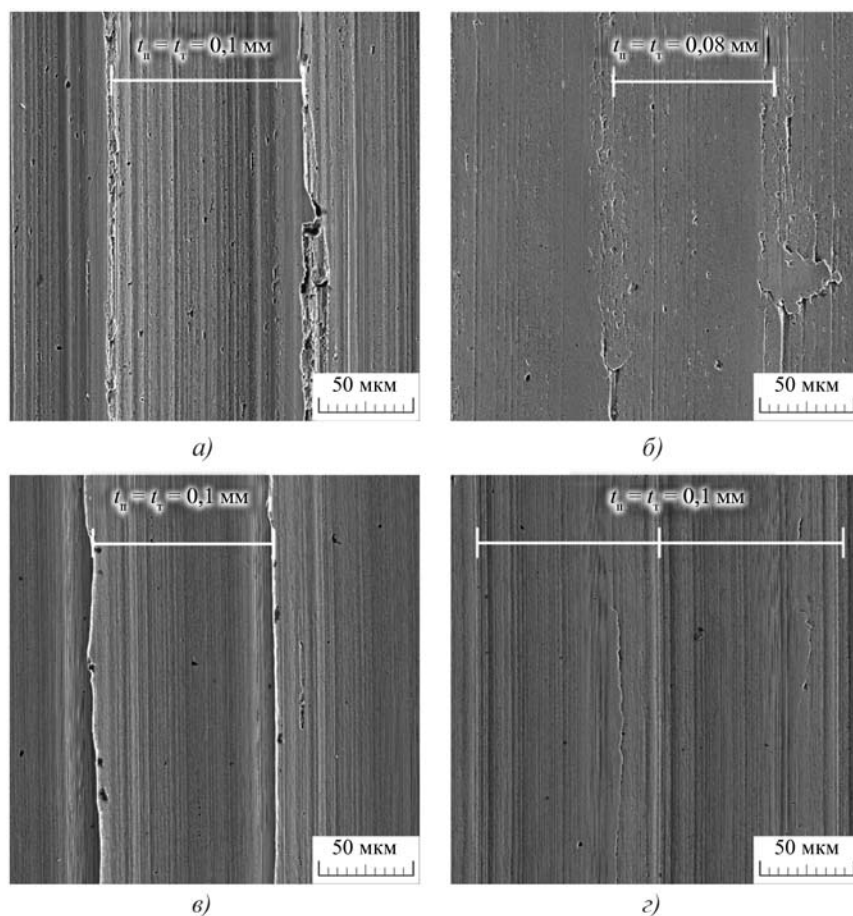


Рис. 4. Поверхности образцов групп 1 (а, б) и 3 (в, г) из стали 20X13 после точения (а, в) и выглаживания с силой $P = 230$ Н (б, г)

микропоры в пластичных материалах образуются в процессе затупления субмикротрещин, возникающих в деформируемом металле при блокировке движущихся дислокаций барьерами (включениями, границами зерен, линиями скольжения и др.) [11].

Формирование сильно диспергированного поверхностного слоя с изолированными субмикропорами размером до 1 мкм происходит и при выглаживании образцов других групп с силами, обеспечивающими формирование новой поверхности: при выглаживании закаленной и отпущенной при 560 °С стали (группа 2) с силой $P = 230$ Н (см. рис. 5, б, зона А, толщина слоя ~ 5 мкм) и при выглаживании закаленной и отпущенной при 150 °С стали (группа 3) с силой $P = 340$ Н (см. рис. 5, г, зона А, толщина слоя 2...3 мкм). Следы менее интенсивной деформации отпущенного при различных температурах мартенсита распространяются на глубину до 7...10 мкм (см. рис. 5, б, зона Б, 5, г, зона Б).

В отличие от рассмотренных случаев выглаживания образца группы 3 с силой $P = 230$ Н, обеспечи-

вающей лишь частичное сглаживание вершин микронеровностей (см. рис. 2, в, 3, г), не приводит к существенному измельчению мартенситной структуры поверхностного слоя и возникновению в нем несплошностей (см. рис. 5, в). Наблюдаются лишь развороты в направлении действия силы выглаживания мартенситных реек в поверхностном слое толщиной ~ 4 мкм (см. рис. 5, в, зона Б).

Микротвердость, характеристики тонкой структуры и напряженного состояния поверхностного слоя стали после точения и выглаживания. Рисунок 6 характеризует микротвердость стали 20X13 при измерении с различными нагрузками на индентор, что позволяет анализировать микротвердость поверхностных слоев разной толщины. Видно, что основной вклад в упрочнение стали с различными исходными структурами, твердость которых отражают кривые I на рис. 6, вносит предварительное чистовое точение (кривые II). Выглаживание (кривые III) обеспечивает относительно меньший дополнительный прирост микротвердости поверхности стали. Наиболее эффективно дополнительное упрочнение точеной поверхности происходит при выглаживании образца группы 2 (см. рис. 6, б), а наименее эффективно – при выглаживании образца группы 3 с силой $P = 230$ Н (см. рис. 6, в).

Рисунок 6 показывает также, что если уровни микротвердости стали в исходном состоянии практически не зависят от глубины внедрения индентора (см. рис. 6, кривые I), то у стали, подвергнутой точению (кривые II) и выглаживанию (кривые III), при уменьшении глубины внедрения индентора наблюдается рост микротвердости. Из этого следует, что деформационное упрочнение, обусловленное точением и выглаживанием, максимально непосредственно на поверхности образцов и убывает по мере удаления в глубь металла.

Важно отметить, что у образцов групп 1, 2 (сила выглаживания $P = 230$ Н) и группы 3 ($P = 340$ Н), у которых в результате выглаживания происходит сильное измельчение структуры тонкого поверхностного слоя (см. рис. 5, а, б, г), при уменьшении глубины внедрения индентора отмечается рост эффективности упрочнения за счет выглаживания в сравнении с упрочнением от точения (см. рис. 6, а, б, г, кривые II

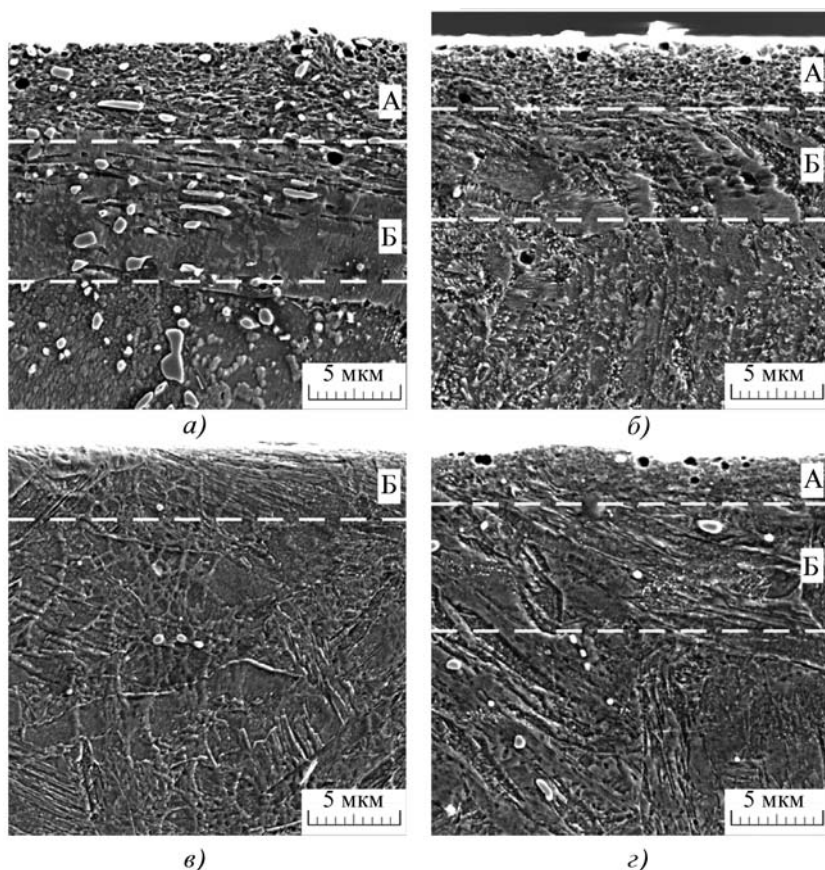


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя образцов групп 1 (а), 2 (б) и 3 (в, г) из стали 20X13 после выглаживания с силой $P = 230$ Н (а–в) и $P = 340$ Н (г) (А – слой с сильно диспергированной структурой; Б – слой с деформированной структурой)

и III). И только у образца группы 3 после выглаживания с силой $P = 230$ Н (когда отсутствует диспергирование структуры вблизи поверхности, см. рис. 5, в) при малых нагрузках на индентор не зафиксировано повышенного упрочнения при выглаживании (см. рис. 6, в, кривые II и III).

Из рисунка 6 следует также, что эффективность деформационного упрочнения исходной структуры и достигаемые при точении и выглаживании абсолютные уровни микротвердости поверхности зависят от исходного структурного состояния стали 20X13. Так, в результате совместного действия точения и выглаживания наиболее интенсивно (до 2,4 раза) упрочняется сталь в состоянии поставки (группа 1), образец группы 2 упрочняется до 1,8 раза, а образцы группы 3 – до 1,3 и 1,6 раза при финишном выглаживании соответственно с силами $P = 230$ и 340 Н (см. рис. 6, кривые I и III). При этом достигаются следующие максимальные значения микротвердости на выглаженных поверхностях, определенные при минимальной нагрузке на индентор 0,10 Н: 425HV0,01 (группа 1), 510HV0,01 (группа 2), 670HV0,01 (группа 3, $P =$

$= 230$ Н) и 835HV0,01 (группа 3, $P = 340$ Н) (см. рис. 6, кривые III, точки I).

Сравнительный анализ полученных данных с результатами упрочнения низкоуглеродистых сталей при других условиях фрикционного нагружения скользящим индентором или в условиях испытаний на трение скольжения показывает, что рассматриваемое алмазное выглаживание не обеспечивает термоупрочненной стали 20X13 максимально возможного уровня твердости поверхностного слоя. Действительно, фрикционная обработка полусферическими инденторами из твердого сплава BK8 и микролита (Al_2O_3) в воздушной или безокислительной (азот, аргон) среде закаленной лазером стали 20 (0,20 % C) и закаленной в масле стали 20XH3A (0,20 % C) обеспечивает рост микротвердости поверхности до $H = 9,4...9,6$ ГПа [12, 13]. При испытании на трение скольжения по стальной пластине без смазки микротвердость поверхности закаленной стали 20X13 (0,19 % C) возрастает до $H = 8,8$ ГПа [4].

В работе [14] показано, что в накоплении пластической деформации при фрикционной обработке определяющую роль играет сдвиговая компонента деформации и, соответственно, с увеличением коэффициента трения возрастает величина накопленной деформации в поверхностном слое стали. При фрикционной обработке инденторами из твердого сплава и микролита, а также в условиях испытаний на сухое трение скольжения в поверхностном слое низкоуглеродистых сталей создаются значительные сдвиговые деформации (чему способствует относительно высокий коэффициент трения $f \geq 0,3...0,5$), реализуется ротационный механизм пластической деформации, приводящий к формированию в поверхностном слое нанокристаллических структур с высоким уровнем твердости [4, 12–16].

В случае выглаживания поверхности стали индентором из натурального алмаза с малым параметром шероховатости ($Ra < 5$ нм) и применением СОТС вследствие очень низкого коэффициента трения ($f < 0,1$) не обеспечиваются условия для накопления значительных деформаций в достаточно толстом поверхностном слое и, соответственно, максимального упрочнения термообработанной стали 20X13.

Сравнение микротвердости на поверхности алмазного выглаживания отожженной стали 20X13 (группа 1) (см. рис. 6, а) с данными работ [14, 17] показывает, что однопроходное алмазное выглаживание с СОТС нетермоупрочненной (в состоянии поставки)

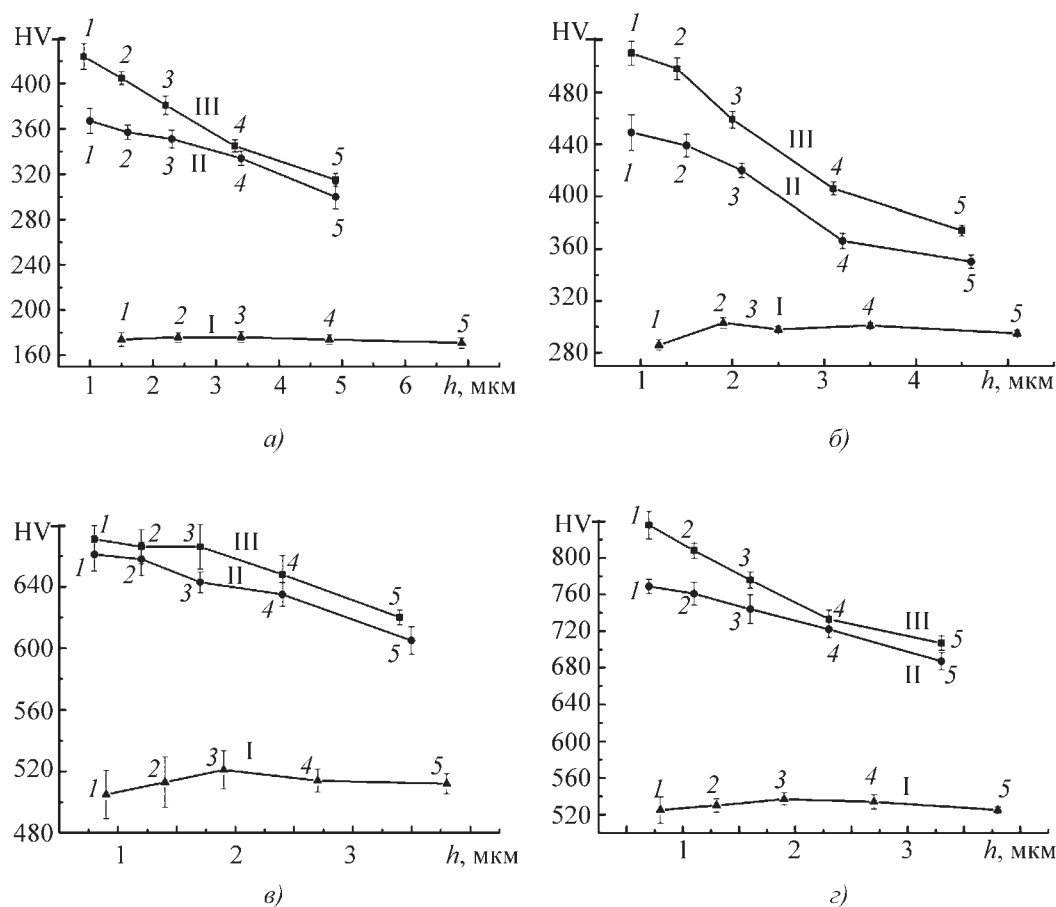


Рис. 6. Зависимости микротвердости образцов групп 1 (а), 2 (б) и 3 (в, г) из стали 20X13 в исходном состоянии (I), после точения (II) и после выглаживания (III) с силой $P = 230$ Н (а–в) и $P = 340$ Н (г) от глубины внедрения наконечника Виккерса при нагрузке: 1 – 0,10 Н; 2 – 0,25 Н; 3 – 0,49 Н; 4 – 0,98 Н; 5 – 1,96 Н

коррозионно-стойкой стали 20X13 также не обеспечивает максимально возможного деформационного упрочнения, которое можно ожидать при реализации более высокой степени деформации, приводящей к наноструктурированию поверхностного слоя и деформационному растворению карбидной фазы.

На рис. 7 приведены результаты исследования микротвердости по Виккерсу (определенной при нагрузке 0,25 Н), интегральной ширины рентгеновской линии $(110)\alpha$ (отражающей величину плотности дислокаций и микроискажений в α -фазе, а также степень тетрагональности мартенсита) и напряженного состояния поверхностных слоев образцов групп 1, 2 и 3, обработанных чистовым точением и выглаживанием, полученные при послойном удалении металла методом электролитического полирования.

Как свидетельствуют данные рис. 7, независимо от исходного структурного состояния и силы выглаживания максимальные уровни микротвердости и ширины рентгеновской линии $(110)\alpha$ достигаются непосредственно на поверхности образцов. Однако глуби-

на упрочнения и характер распределения указанных характеристик в поверхностном слое стали в значительной степени зависят от исходной структуры стали и режима выглаживания.

Согласно рис. 7, а, б, характер изменения микротвердости и ширины рентгеновской линии B в поверхностном слое образцов группы 1 (состояние поставки) и группы 2 (закалка с высоким отпуском) близок к экспоненциальному закону. При этом у образца группы 1 отмечается существенно более плавное снижение характеристик прочности и ширины рентгеновской линии в более глубоком ($h \sim 80$ мкм) слое (см. рис. 7, а), чем у образца группы 2 с глубиной упрочнения $h \sim 30$ мкм (см. рис. 7, б).

В более твердой и менее пластичной низкоотпущенной стали (образцы группы 3) после выглаживания следовало бы ожидать меньшей глубины упрочненного слоя, чем у стали в состоянии поставки (отжиг) или после высокотемпературного отпуска. Однако, как показывает рис. 7, в, образец группы 3, у которого при выглаживании с силой $P = 230$ Н не происходило даже диспергирования структуры вбли-

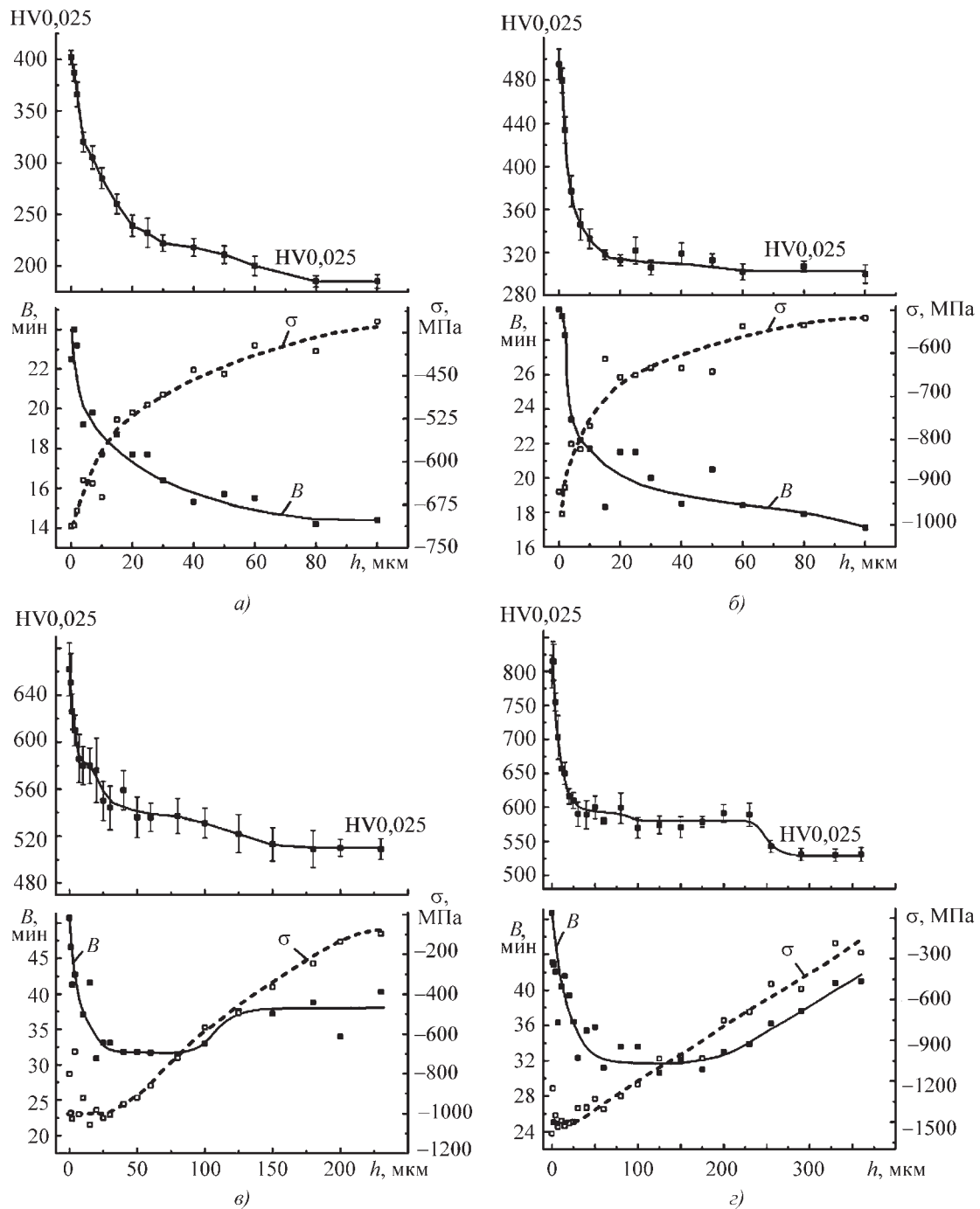


Рис. 7. Изменение микротвердости по Виккерсу, интегральной ширины рентгеновской линии (110)а и остаточных напряжений по глубине поверхностного слоя образцов групп 1 (а), 2 (б) и 3 (в, г) из стали 20X13 после выглаживания с силой $P = 230$ Н (а–в) и $P = 340$ Н (г)

зи поверхности (см. рис. 5, в), характеризуется большей (чем у образцов групп 1 и 2) глубиной упрочненного слоя ($h \sim 150$ мкм).

Повышенная глубина упрочнения при выглаживании у подвергнутого закалке и отпуску при 150 °С об-

разца группы 3 обусловлена развитием в низкоотпущенном мартенсите под действием трения процессов деформационного динамического старения, которые в тетрагональном мартенсите эффективно протекают даже при небольших степенях пластической дефор-

мации, реализуемых на значительном удалении от поверхности [15].

При выглаживании с увеличенной силой $P = 340$ Н образца группы 3 со структурой низкоотпущенного тетрагонального мартенсита возрастает не только абсолютный уровень микротвердости на выглаженной поверхности, но и толщина упрочненного слоя, которая достигает уже $h \sim 250$ мкм (см. рис. 7, з). Это обусловлено диспергированием тонкого поверхностного слоя стали в результате выглаживания с силой $P = 340$ Н (см. рис. 5, з), а также распространением в более глубокие слои деформаций, достаточных для развития деформационного динамического старения мартенсита.

Деформационное динамическое старение связано с взаимодействием атомов углерода с дислокациями, в результате которого атомы углерода переходят из тетрагональной решетки мартенсита в примесные атмосферы многочисленных дислокаций (возникающих при фрикционном воздействии), обеспечивая их эффективное закрепление и соответствующий рост микротвердости стали [12]. В высокохромистых сталях процессы термического распада мартенсита существенно замедлены, поэтому после отпуска при 150 °С тетрагональность мартенсита в стали 20X13 сохраняется и в таком мартенсите могут активно развиваться процессы деформационного динамического старения (в отличие от безуглеродистого кубического мартенсита высокоотпущенной стали).

Важно отметить, что если у образцов групп 1 и 2 со структурами отжига и высокотемпературного отпуска ширина B рентгеновской линии α -фазы непрерывно снижается по глубине деформированного поверхностного слоя (см. рис. 7, а, б), отражая уменьшение плотности дислокаций и микроискажений кристаллической решетки α -фазы, то у образцов группы 3 отмечается выраженный минимум значений B на глубине от выглаженной поверхности 25...100 мкм для случая выглаживания с силой $P = 230$ Н (см. рис. 7, в) и 50...200 мкм для случая выглаживания с силой $P = 340$ Н (см. рис. 7, з).

Наблюдаемые немонотонные изменения ширины B у образца группы 3 отражают два конкурирующих процесса, протекающих в тетрагональном низкоотпущенном мартенсите при выглаживании и оказывающих противоположное влияние на ширину рентгеновской линии: снижение тетрагональности мартенсита в результате деформационного динамического старения и рост дефектности структуры при деформации (наклепе). Минимальным значениям B в слое на глубине 25...200 мкм соответствует преобладающий вклад в ширину линии от снижения тетрагональности мартенсита. При приближении к поверхности выглаживания значения ширины линии резко повышаются (см.

рис. 7, в, з) вследствие преобладающего влияния роста дефектности и микроискажений в α -фазе.

Таким образом, упрочнение поверхностного слоя стали 20X13 при выглаживании обусловлено диспергированием тонкого (2...8 мкм) приповерхностного слоя и ростом дефектности кристаллического строения (плотности дислокаций). В случае исходной структуры низкоотпущенного мартенсита эффективному закреплению дислокаций способствует протекание в тетрагональном мартенсите при выглаживании деформационного динамического старения, обеспечивающего низкоотпущенной стали максимальные уровни прочности поверхности и глубины упрочненного слоя.

Рисунок 7 показывает также, что в результате выглаживания в поверхностном слое образцов из стали 20X13 формируются остаточные сжимающие напряжения, максимальные значения которых достигаются непосредственно на упрочненных поверхностях и составляют $\sigma = -715$ МПа у образца группы 1; $\sigma = -980$ МПа у образца группы 2; $\sigma = 1000$ и -1500 МПа у образцов группы 3 после выглаживания соответственно с силами $P = 230$ и 340 Н. По мере удаления от поверхности в глубь образцов групп 1 и 2 наблюдается интенсивное снижение уровня остаточных сжимающих напряжений (см. рис. 7, а, б). У образцов группы 3 близкий к максимальному уровень сжимающих напряжений сохраняется до глубины 25...75 мкм и снижается лишь при дальнейшем удалении в глубь металла (см. рис. 7, в, з).

Микромеханические свойства поверхностного слоя стали после выглаживания. В таблице приведены результаты микроиндентирования и рассчитанные на их основе параметры R_e , H_{IT}/E_{IT} и H_{IT}^3/E_{IT}^2 , характеризующие способность стали 20X13 сопротивляться деформированию и разрушению в исходном состоянии (до обработки точением и выглаживанием) и после финишного выглаживания.

Из данных таблицы следует, что у образцов всех групп при микроиндентировании выглаженных поверхностей значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{max} и h_p заметно ниже, чем при нагружении стали в исходном структурном состоянии. В результате упругое восстановление R_e возрастает при выглаживании с формированием нового рельефа поверхности и диспергированием структуры поверхностного слоя образцов групп 1, 2 (выглаживание с силой $P = 230$ Н) и группы 3 (выглаживание с силой $P = 340$ Н) в 1,59; 1,46 и 1,25 раза соответственно. В случае же выглаживания образца группы 3 с силой $P = 230$ Н, недостаточной для полного сглаживания микронеровностей точения и диспергирования структуры поверхностного слоя, увеличение R_e составляет лишь 1,04 раза.

Результаты микроиндентирования при нагрузке на индентор 0,25 Н образцов различных групп из стали 20X13 в исходном состоянии после термической обработки и после выглаживания

Номер группы	Состояние образца	P , Н	h_{\max} , мкм	h_p , мкм	H_{IT} , ГПа	E_{IT} , ГПа	R_e , %	$\frac{H_{IT}}{E_{IT}}$	$\frac{H_{IT}^3}{E_{IT}^2}$, ГПа
1	Исходное	–	2,07±0,07	1,88±0,07	2,6±0,2	229±5	9,2	0,011	0,0003
	Выглаживание	230	1,58±0,03	1,35±0,03	4,7±0,2	219±6	14,6	0,021	0,0022
2	Исходное	–	1,72±0,05	1,51±0,06	3,8±0,3	230±5	12,2	0,017	0,0011
	Выглаживание	230	1,46±0,04	1,20±0,04	5,7±0,3	212±7	17,8	0,027	0,0042
3	Исходное	–	1,46±0,04	1,16±0,05	5,7±0,3	220±4	20,5	0,026	0,0038
	Выглаживание	230	1,31±0,02	1,03±0,02	7,5±0,2	221±5	21,4	0,034	0,0087
	Исходное	–	1,42±0,02	1,13±0,02	6,2±0,2	224±3	20,4	0,028	0,0047
	Выглаживание	340	1,22±0,04	0,91±0,05	9,1±0,6	221±5	25,4	0,041	0,0156

Обозначения: h_{\max} – максимальная глубина вдавливания индентора; h_p – остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки; H_{IT} – твердость вдавливания при максимальной нагрузке (пластическая твердость); E_{IT} – модуль упругости при вдавливании; $R_e = (h_{\max} - h_p)/h_{\max} \cdot 100\%$ – упругое восстановление; H_{IT}/E_{IT} – характеристика сопротивления материала упругой деформации разрушения; H_{IT}^3/E_{IT}^2 – характеристика сопротивления материала пластической деформации.

В сравнении с исходным недеформированным состоянием выглаживание приводит к заметному повышению твердости вдавливания H_{IT} (см. таблицу): в 1,8 раза у образца группы 1; в 1,5 раза у образцов группы 2 (выглаживание с силой $P = 230$ Н) и группы 3 (выглаживание с силой 340 Н); в 1,3 раза у образца группы 3 (выглаживание с силой 230 Н). У всех образцов в результате совместного действия точения и выглаживания наблюдается также заметное увеличение отношений H_{IT}/E_{IT} и H_{IT}^3/E_{IT}^2 , определяемое, главным образом, увеличением H_{IT} , поскольку значения модуля упругости при вдавливании E_{IT} для всех исследованных состояний отличаются не более чем на 8 % (см. таблицу).

Наибольший рост (в 1,9 раза) H_{IT}/E_{IT} , характеризующей способность сопротивляться упругой деформации разрушения [18], наблюдается при выглаживании образцов группы 1 из стали в состоянии поставки. У термоупрочненных образцов группы 2 ($P = 230$ Н) и группы 3 ($P = 340$ Н) рост отношения H_{IT}/E_{IT} составляет соответственно 1,6 и 1,5 раза в сравнении с исходным состоянием. Минимальное (в 1,3 раза) увеличение отношения H_{IT}/E_{IT} отмечается у образца группы 3 в результате точения и выглаживания с нагрузкой $P = 230$ Н, когда не происходит заметного диспергирования мартенситной структуры поверхностного слоя (см. рис. 5, в).

Отношение H_{IT}^3/E_{IT}^2 , характеризующее сопротивление поверхности пластической деформации [19], у образцов группы 1 возрастает при выглаживании в 7,3

раза, у образцов группы 2 – в 3,8 раза, у образцов группы 3 – в 2,3 раза при выглаживании с силой $P = 230$ Н и в 3,3 раза при выглаживании с силой $P = 340$ Н в сравнении с исходным недеформированным состоянием (см. таблицу).

Таким образом, самый существенный рост H_{IT}/E_{IT} , H_{IT}^3/E_{IT}^2 и упругого восстановления R_e достигается в результате чистового точения и финишного алмазного выглаживания поверхности стали 20X13 в состоянии поставки (см. таблицу). Наименьший рост рассматриваемых параметров в сравнении с исходным состоянием наблюдается при выглаживании поверхности образца группы 3 с силой $P = 230$ Н, когда лишь частично сглаживаются вершины шероховатости от точения (см. рис. 2, в; 3, в) и не происходит диспергирования структуры поверхностного слоя низкоотпущенной стали (см. рис. 5, в).

Максимальными абсолютными значениями $H_{IT}/E_{IT} = 0,041$, $H_{IT}^3/E_{IT}^2 = 0,0156$ ГПа; $R_e = 25,4\%$ и, соответственно, наибольшим сопротивлением пластической деформации и упругой деформации разрушения обладает поверхность закаленной и отпущенной при 150 °С стали (образец группы 3) после выглаживания с силой $P = 340$ Н, обеспечивающей полное сглаживание микронеровностей точения и формирование нового рельефа поверхности с минимальным параметром шероховатости $Ra = 0,09$ мкм (см. рис. 2, в) и сильным диспергированием тонкого (2...3 мкм) поверхностного слоя (см. рис. 5, в).

Заключение

Применение при алмазном выглаживании на динамически жестких станках специального инструмента с УДС повышает эффективность финишной обработки, обеспечивая при исходном параметре шероховатости поверхности после точения $Ra = 0,80 \dots 1,16$ мкм уменьшение шероховатости в ≥ 7 раз на нетермоупрочненной и в $\geq 9 \dots 12$ раз – на термоупрочненной стали 20X13. Минимальный уровень параметра шероховатости $Ra = 0,09$ мкм достигнут при выглаживании с формированием нового рельефа поверхности стали в наиболее высокопрочном низкоотпущенном состоянии.

Обработка однопроходным алмазным выглаживанием с силой, обеспечивающей полное сглаживание исходной шероховатости точения, сопровождается сильным диспергированием структуры и возникновением изолированных субмикропор размером $0,1 \dots 1,0$ мкм в тонком поверхностном слое, толщина которого уменьшается от $5 \dots 8$ до $2 \dots 3$ мкм с ростом твердости стали от 150 НВ (состояние поставки – отжиг) и 270 НВ (закалка, отпуск при 560 °С) до 460 НВ (закалка, отпуск при 150 °С). Подобный диспергированный поверхностный слой с наличием субмикропор не возникает при неполном сглаживании исходной шероховатости в процессе выглаживания.

В результате совместного действия чистового точения и выглаживания достигается существенный рост микротвердости, а также сопротивления упругой деформации разрушения и пластической деформации поверхности стали 20X13, обусловленный диспергированием тонкого ($2 \dots 8$ мкм) приповерхностного слоя и ростом дефектности кристаллического строения (плотности дислокаций), а в случае исходной структуры низкоотпущенного мартенсита – также протеканием в тетрагональном мартенсите при выглаживании деформационного динамического старения, обеспечивающего низкоотпущенной стали максимальные уровни прочности поверхности и глубины ($150 \dots 250$ мкм) упрочненного слоя (глубина упрочнения у отожженной и высокоотпущенной стали составляет лишь 80 и 30 мкм соответственно).

Выглаживание приводит к возникновению на поверхности стали высокого уровня благоприятных остаточных сжимающих напряжений, которые по глубине поверхностного слоя менее интенсивно снижаются в низкоотпущенной стали (от $-1000 \dots -1500$ МПа), чем в отожженной стали (от -980 МПа) и высокоотпущенной стали (от -715 МПа).

Таким образом, оптимизация исходной структуры и последующая финишная обработка коррозионно-стойких сталей выглаживанием с применением

специального инструмента с УДС и обоснованным назначением технологических режимов при обработке деталей на токарно-фрезерных центрах позволяют решить комплексную задачу формирования качества функциональных поверхностей за счет достижения нанометрового диапазона параметра шероховатости Ra выглаженных поверхностей с эффективным упрочнением и повышением сопротивления поверхностного слоя разрушающим деформациям, а также формированием в нем высоких остаточных сжимающих напряжений.

Авторы выражают благодарность компании ЗАО "Экситон Аналитик" за предоставленную возможность выполнить исследования на сканирующем электронном микроскопе TESCAN Mira 3 LMU.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов В.П. Имитационное моделирование влияния параметров технологической системы на виброустойчивость выглаживания поверхностей деталей // *Металлообработка*. 2010. № 1. С. 7–16.
2. Суслов А.Г., Гуров Р.В., Тишевских Е.С. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2008. № 9. С. 20–21.
3. 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.
4. Износостойкость и структурные изменения поверхностного слоя азотсодержащих высокохромистых сталей мартенситного класса при абразивном воздействии и трении скольжения / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, В.М. Счастливец, Н.Л. Черненко // *Физика металлов и металловедение*. 1998. Т. 86. № 4. С. 104–114.
5. Пат. на полезную модель 62554 РФ. Выглаживатель / В.Г. Горгоц, В.П. Кузнецов, В.Ф. Губанов. Оpubл. в БИПМ. 2007. № 12.
6. Korzynski M. Modeling and experimental validation of the force-surface roughness relation for smoothing burnishing with a spherical tool // *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2007. Vol. 47. P. 1956–1964.
7. Кугультинов С.Д., Ковальчук А.К., Портнов И.Н. Технология обработки конструкционных материалов: учебник для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 672 с.
8. Суслов А.Г., Дальский А.М. Научные основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2002. 684 с.
9. Ковалев А.П. Оценка предельных режимов алмазного выглаживания с учетом физико-механических свойств поверхностного слоя // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2007. № 9. С. 34–38.
10. Одинцов Л.Г. Финишная обработка деталей алмазным выглаживанием и вибровыглаживанием. М.: Машиностроение, 1981. 160 с.
11. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения материалов. М.: Металлургия, 1984. 284 с.

12. 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.

13. 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.

14. 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.

15. 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 металлосcience. 2010. Т. 110. № 5. С. 530–544.

16. 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.

17. 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.

18. 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.

19. 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.

УДК 621.787.4

Ю.С. Степанов, В.И. Сотников, А.Н. Ткаченко
(Орловский государственный технический университет)
E-mail: stepanov@ostu.ru

Оптимизация конструкции комбинированного инструмента для токарной обработки и алмазного выглаживания торцовых поверхностей деталей из меди

Рассмотрена оптимизация конструкции комбинированного инструмента для токарной обработки и алмазного выглаживания торцовых поверхностей деталей из меди, выполняемые за один проход. Построены расчетные схемы и определена зависимость, учитывающая существенные геометрические и конструкторские параметры.

Ключевые слова: комбинированный инструмент, расчетная схема, геометрический анализ параметров, поверхностная пластическая деформация, алмазное выглаживание.

The optimization of the design of the combined tool for turning and the diamond caress end surfaces of parts made of copper, performed in one pass is considered. Settlement schemes and the dependence that takes into account the essential geometric and design parameters are built.

Keywords: combined tool, design scheme, geometric analysis of the parameters, superficial plastic deformation, diamond caress.

Известно, что технология механической обработки во многом определяет эксплуатационные показатели деталей машин. Примером таких деталей являются диоды большой мощности (рис. 1), выпускаемые ОАО "Электротекс".

При работе таких диодов имеет место интенсивное тепловыделение. Поэтому в конструкции мощных преобразователей тока используются радиаторы, а в самих силовых диодах — детали из материалов, обладающих высокой теплопроводностью. Так, в конструкции диода (см. рис. 1) анод и основание изготавливают из бескислородной меди марки М06 (ГОСТ 859–2001), которая обеспечивает интенсивный отвод тепла.

Вследствие высокого проходящего тока контакт полупроводника с основанием должен осуществляться по всей площади поверхности, в противном случае диод будет сильно нагреваться, что приведет к существенному снижению его эксплуатационных характеристик. Поэтому к торцовой поверхности детали, основание которой через посеребренную прокладку из тонкой меди контактирует с полупроводниковым элементом, предъявляются следующие технические требования: не допускается на торцовой поверхности наличие забоин, царапин, рисок, заусенцев; параметр шероховатости $Ra \leq 0,63$ мкм; неплоскостность торцовой поверхности не более 0,01 мм.

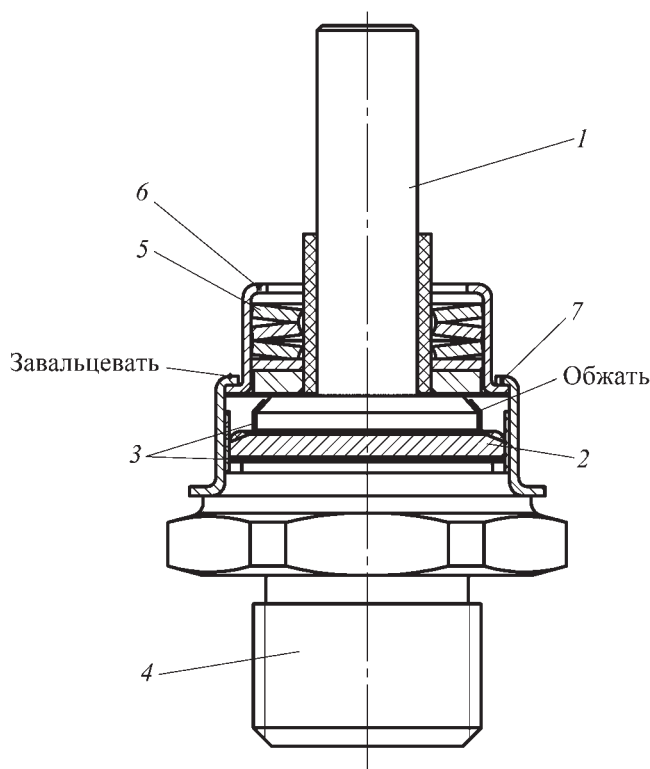


Рис. 1. Конструкция плоскостного диода большой мощности:
 1 – анод; 2 – полупроводниковый элемент; 3 – посеребренные прокладки из тонкой меди; 4 – основание; 5 – тарельчатые пружины; 6 – стакан; 7 – кольцо

Технология механической обработки торцевой поверхности детали "основание", используемая на ОАО "Электротекс", предусматривает две операции: точение на токарном станке с расположением детали по оси шпинделя и шлифование на плоскошлифовальном станке с использованием кассетного приспособления. Такая технология далека от совершенства, так как после точения торцевая поверхность имеет низкое качество, а в центре торца из-за погрешности установки резца по оси шпинделя остается несрезанный "хвост". Процесс шлифования является трудоемким и не самым удачным решением при обработке такого материала, как медь. При шлифовании меди имеет место быстрое засаливание шлифовального круга, что требует частой его правки. Кроме того, наблюдается шаржирование абразивных зерен в обрабатываемую поверхность, ухудшающее ее качество.

Для повышения производительности и качества обработки плоских торцевых поверхностей деталей из меди и других мягких материалов разработан комбинированный способ, сочетающий обработку резанием и пластическим деформированием [1, 2]. Способ реализуется на токарном станке за один проход с использованием комбинированного инструмента, включающего токарный резец и алмазный выглаживатель.

Применение комбинированного инструмента позволяет совмещать несколько переходов и даже операций в одну. Преимущества комбинированного инструмента заключаются в увеличении производительности (за счет уменьшения машинного и вспомогательного времени на обработку заготовки), удешевлении операций (за счет применения более простых станков). Однако комбинированные инструменты сложнее в изготовлении и дороже. Несмотря на это, в массовом и крупносерийном производстве они вполне рентабельны.

Комбинированные инструменты можно разделить на две основные группы, состоящие из:

- 1) инструментов одного и того же вида;
- 2) разных видов.

Рассматриваемый комбинированный инструмент относится ко второй группе, которая объединяет обработку металлов резанием и пластическим деформированием поверхностного слоя плоского торца заготовок из меди.

Для комбинированного инструмента можно предложить две конструкции резцедержателей:

1. С продольным расположением резца и выглаживателя [1, 2]. Достоинствами конструкции являются: исключение влияния процесса точения на алмазное выглаживание; возможность назначения различных режимов обработки торцевой поверхности для резца и алмазного выглаживателя. Недостатки – увеличенная длина хода суппорта за счет горизонтального расположения резца и выглаживателя; большой вылет резца, за счет чего снижается жесткость технологической системы; затруднительный подвод *СМЗ* в зону обработки.

2. С поперечным расположением резца и выглаживателя (рис. 2) [3]. Достоинствами конструкции являются: уменьшение длины хода суппорта за счет вертикального расположения резца и выглаживателя; увеличение жесткости технологической системы за счет уменьшения вылета инструментов; обеспечение подвода *СМЗ* в зону обработки как для токарного резца, так и для алмазного выглаживателя за счет вертикального расположения инструментов. Недостатками являются: зависимость режимов резания при точении от режимов, назначаемых при алмазном выглаживании; наличие минимального влияния колебаний при точении на процесс выглаживания.

При увеличении жесткости технологической системы и небольших вылетах режущего инструмента относительно суппорта станка влияние колебаний при точении на процесс выглаживания становится незначительным, в результате ими можно пренебречь. Увеличение жесткости конструкции комбинированного инструмента и уменьшение длины хода суппорта достигаются за счет вертикального размещения резца и

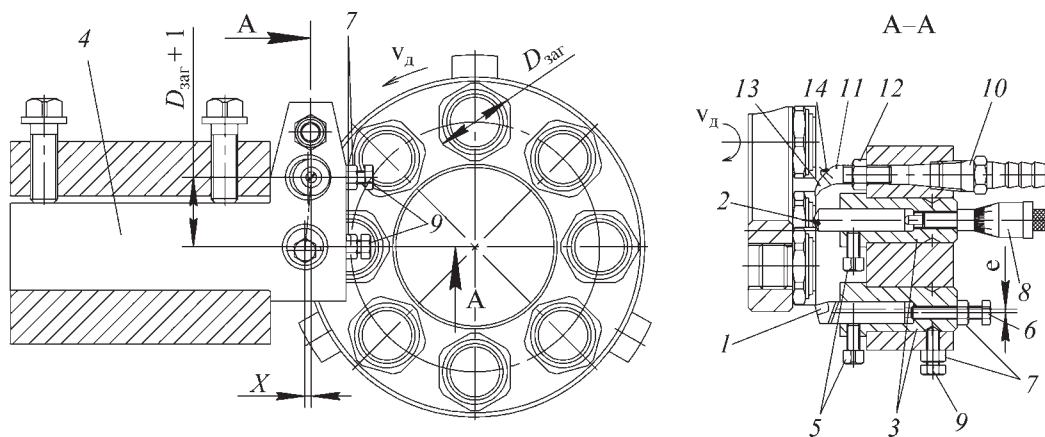


Рис. 2. Комбинированный инструмент с планшайбой:

1 – резец; 2 – алмазный выглаживатель; 3 – эксцентриковые втулки; 4 – корпус резца; 5, 11, 14 – винты; 6 – винт для осевого регулирования; 7 – контргайки; 8 – микровинт для осевого регулирования алмазного выглаживателя; 9 – винты с коническим концом для закрепления втулок; 10 – штуцер; 12 – гайка; 13 – фитиль

выглаживателя, что позволяет расположить инструменты ближе к резцедержателю.

В ходе анализа достоинств и недостатков двух форм резцедержателей рассмотрим подробнее форму с поперечным расположением резца и выглаживателя (см. рис. 2).

Для регулировки резца и выглаживателя в радиальном направлении используют эксцентриковые втулки, располагаемые поперечно корпусу державки резца и закрепляемые винтами. Для осевого регулирования резца применяют винт 6 с контргайками 7, а для алмазного выглаживателя – микровинт 8. Для исключения осевого и радиального люфта втулок в корпусе комбинированного инструмента и их проворачивания в нем следует закрепить их винтами с коническим концом 9 и контргайками 7. Параллельно резцу и выглаживателю устанавливают устройство для подвода СОТС в зону обработки, которое состоит из штуцера 10, винта 11, гайки 12 и фитиля 13, который крепится к винту 11 винтом 14.

В связи с тем, что обрабатываемым материалом является медь, рекомендуется применять в качестве СОТС керосин [4].

Значения геометрических параметров режущей части резца для обработки меди определяем по карте 2 нормативов [5], по которой главный и вспомогательный углы в плане соответственно $\varphi = 75^\circ$ и $\varphi_1 = 15^\circ$; радиус скругления вершины резца $R_{рез} = 0,4$ мм; передний угол $\gamma = 25^\circ$; главный задний угол $\alpha = 12^\circ$; вспомогательные задний и передний углы соответственно $\alpha_B = 12^\circ$ и $\gamma_B = 15^\circ$; угол наклона главной режущей кромки $\lambda = 5^\circ$, а значения геометрических параметров режущей части выглаживателя определяем по рекомендации [4]. Необходимая величина ра-

диуса зависит от твердости, являющейся основным критерием выбора радиуса, обрабатываемого материала заготовки и допустимой силы выглаживания. Для деталей из мягких сталей и цветных сплавов радиус сферы инструмента должен составлять $R_{выг} = 2,5...3,5$ мм. Выбираем радиус сферы выглаживателя равным 3 мм.

Для оптимизации конструкции комбинированного инструмента для токарной обработки с поперечным расположением резца и алмазного выглаживателя примем расстояние между резцом и соседним выглаживателем в поперечном сечении, равным не менее $D_{заг} + 1$ мм.

Так как в начале обработки следует снять слой металла и подготовить поверхность для последующего выглаживания, то располагаем вершину резца на меньшем расстоянии от центра вращения планшайбы, чем выглаживатель.

Анализ выбора геометрических параметров расположения резца относительно выглаживателя (расстояние X) и поверхности заготовок произведем по расчетным схемам (рис. 3–5). В ходе геометрического расчета надо учитывать следующие параметры:

b – расстояние от оси алмазного выглаживателя до точки C , образованной в процессе резания главной режущей кромкой резца, так как центры осей резца и выглаживателя расположены на разных радиусах;

$R_{рез}$ и $R_{выг}$ – радиусы скругления вершин соответственно резца и алмазного выглаживателя;

k – расстояние от оси резца до вершины режущей кромки (определяется из геометрии резца);

T – расстояние от оси резца до точки C , образованной в процессе резания главной режущей кромкой;

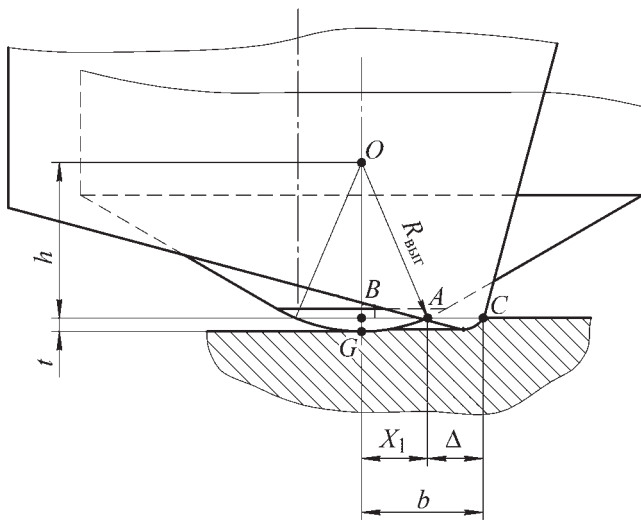


Рис. 3. Расчетная схема для определения расстояния от оси алмазного выглаживателя до точки C

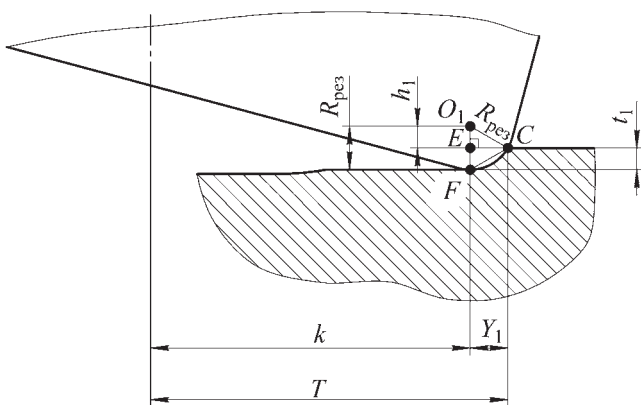


Рис. 4. Расчетная схема для определения расстояния от оси реза до точки C

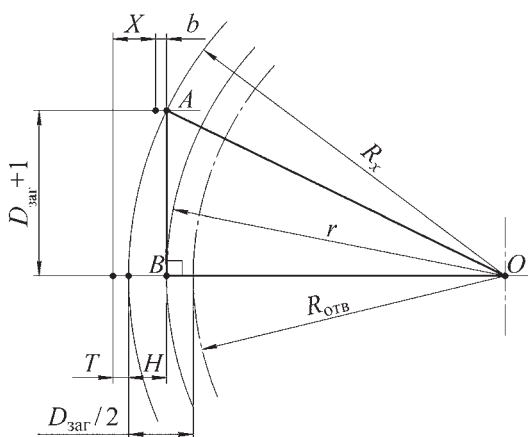


Рис. 5. Расчетная схема для определения оптимального расстояния расположения реза относительно выглаживателя X

t_1 и t – глубина соответственно точения и алмазного выглаживания относительно поверхности заготовки;

$D_{\text{заг}}$ – максимальный диаметр заготовки;

$D_{\text{отв}}$ – диаметр расположения центров резьбовых отверстий планшайбы;

Z – число заготовок, закрепляемых в планшайбе.

Расстояние от оси алмазного выглаживателя до точки C определяем по расчетной схеме (см. рис. 3):

$$b = X_1 + \Delta, \quad (1)$$

где X_1 – половина хорды на вершине алмазного выглаживателя, образованной при отсечении сегмента высотой t ;

Δ – минимальный зазор между точкой A, расположенной на радиусном участке алмазного выглаживателя, и до точки C. Примем $\Delta = 1 \dots 1,5$ мм в зависимости от диаметра расположения заготовок на планшайбе. При большем диаметре расположения заготовок назначаем меньшее значение Δ .

Из прямоугольного треугольника ABO определяем отрезок $AB = X_1$:

$$\begin{aligned} X_1^2 + h^2 &= R_{\text{выг}}^2, \\ X_1 &= \sqrt{R_{\text{выг}}^2 - h^2}, \end{aligned} \quad (2)$$

где h – высота прямоугольного треугольника ABO;

$$h = R_{\text{выг}} - t. \quad (3)$$

Подставив выражение (3) в уравнение (2), получаем

$$X_1 = \sqrt{R_{\text{выг}}^2 - (R_{\text{выг}} - t)^2}. \quad (4)$$

Решая совместно зависимости (1) и (4), определяем расстояние от оси алмазного выглаживателя до поверхности, образованной в процессе резания главной режущей кромкой реза

$$b = \sqrt{R_{\text{выг}}^2 - (R_{\text{выг}} - t)^2} + \Delta. \quad (5)$$

Расстояние от оси реза до точки C определим по расчетной схеме (см. рис. 4):

$$T = k + Y_1, \quad (6)$$

где Y_1 – расстояние от вершины режущей кромки (точка F) до точки C.

Из прямоугольного треугольника CEO₁ определяем отрезок Y_1 :

$$\begin{aligned} h_1^2 + Y_1^2 &= R_{\text{рез}}^2, \\ Y_1 &= \sqrt{R_{\text{рез}}^2 - h_1^2}, \end{aligned} \quad (7)$$

где h_1 – высота прямоугольного треугольника CEO_1 :

$$h_1 = R_{\text{рез}} - t_1. \quad (8)$$

Подставив выражение (8) в уравнение (7), получаем

$$Y_1 = \sqrt{R_{\text{рез}}^2 - (R_{\text{рез}} - t_1)^2}. \quad (9)$$

Решая совместно зависимости (6) и (9), определяем расстояние от оси резца до точки C

$$T = k + \sqrt{R_{\text{рез}}^2 - (R_{\text{рез}} - t_1)^2}. \quad (10)$$

Оптимальное расстояние расположения резца относительно выглаживателя (X) определяем по расчетной схеме (см. рис. 4):

$$\begin{aligned} X + b &= T + H, \\ X &= T + H - b, \end{aligned} \quad (11)$$

где H – высота сегмента, образованная при отсечении половины хорды, шириной не менее $D_{\text{заг}} + 1$ мм, на окружности радиусом R_x :

$$H = R_x - r, \quad (12)$$

где R_x – радиус расположения внешнего края заготовок;

r – кратчайшее расстояние от центра вращения планшайбы до хорды.

Из прямоугольного треугольника ABO (см. рис. 5) определяем кратчайшее расстояние от центра вращения планшайбы до хорды:

$$\begin{aligned} r^2 + (D_{\text{заг}} + 1)^2 &= R_x^2, \\ r &= \sqrt{R_x^2 - (D_{\text{заг}} + 1)^2}. \end{aligned} \quad (13)$$

Радиус расположения внешнего края заготовок определяем по зависимости

$$R_x = R_{\text{отв}} + \frac{D_{\text{заг}}}{2}, \quad (14)$$

где $R_{\text{отв}}$ – радиус расположения центров резбовых отверстий планшайбы.

Планшайбу, имеющую Z резбовых отверстий, в которые закрепляются детали, устанавливаем в трехкулачковом патроне токарного станка. Резбовые отверстия планшайбы расположены со смещением относительно оси вращения, что обеспечивает качественную обработку торцовых поверхностей. Количество резбовых отверстий, а следовательно, и число обра-

батываемых за одну установку деталей зависят от диаметра планшайбы, габаритных размеров станка, наибольшего диаметрального размера детали и определяем из неравенства [2]:

$$Z \leq \frac{\pi D_{\text{отв}}}{1,5 D_{\text{заг}}},$$

где 1,5 – коэффициент, учитывающий необходимый зазор между деталями для их удобного закрепления.

Значение Z округляем в меньшую сторону до целого числа:

$$R_{\text{отв}} = \frac{D_{\text{отв}}}{2} = \frac{1,5 Z D_{\text{заг}}}{2\pi}. \quad (15)$$

Подставив формулу (15) в выражение (14), получаем

$$R_x = \frac{1,5 Z D_{\text{заг}}}{2\pi} + \frac{D_{\text{заг}}}{2} = \frac{D_{\text{заг}}}{2} \left(\frac{1,5 Z}{\pi} + 1 \right). \quad (16)$$

Решая совместно зависимости (13) и (16), определяем кратчайшее расстояние от центра вращения планшайбы до хорды

$$r = \sqrt{\left[\frac{D_{\text{заг}}}{2} \left(\frac{1,5 Z}{\pi} + 1 \right) \right]^2 - (D_{\text{заг}} + 1)^2}. \quad (17)$$

Подставив выражение (16), (17) в уравнение (12), определяем высоту сегмента, образованного при отсечении хорды шириной $D_{\text{заг}} + 1$ мм на окружности радиусом R_x

$$\begin{aligned} H &= \frac{D_{\text{заг}}}{2} \left(\frac{1,5 Z}{\pi} + 1 \right) - \\ &- \sqrt{\left[\frac{D_{\text{заг}}}{2} \left(\frac{1,5 Z}{\pi} + 1 \right) \right]^2 - (D_{\text{заг}} + 1)^2}. \end{aligned} \quad (18)$$

Подставив выражение (5), (10) и (18) в формулу (11), получаем зависимость для определения оптимального расстояния расположения центра резца относительно выглаживателя

$$\begin{aligned} X &= [k + \sqrt{R_{\text{рез}}^2 - (R_{\text{рез}} - t_1)^2}] + \\ &+ \left[\frac{D_{\text{заг}}}{2} \left(\frac{1,5 Z}{\pi} + 1 \right) - \sqrt{\left[\frac{D_{\text{заг}}}{2} \left(\frac{1,5 Z}{\pi} + 1 \right) \right]^2 - (D_{\text{заг}} + 1)^2} \right] - \\ &- [\sqrt{R_{\text{выг}}^2 - (R_{\text{выг}} - t)^2} + \Delta]. \end{aligned}$$

Заключение

Рассмотрен комбинированный инструмент для токарной обработки и алмазного выглаживания торцовых поверхностей деталей из меди.

Предложены два варианта конструкции резцедержателей: с продольным и поперечным расположением инструментов.

Проанализировав достоинства и недостатки двух форм резцедержателей, выбрали конструкцию с поперечным расположением инструментов, обеспечивающую уменьшение длины хода суппорта за счет вертикального размещения резца и алмазного выглаживателя и увеличение жесткости комбинированного инструмента за счет малого вылета инструментов относительно резцедержателя.

В ходе геометрического анализа расчетных схем и конструкции комбинированного инструмента для токарной обработки торцовых поверхностей деталей из меди определены основные конструктивные и геометрические параметры, на основе которых была получена зависимость, учитывающая параметры комбинированного инструмента, технологической оснастки и заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сотников В.И., Дерли А.Н., Ткаченко А.Н. Комбинированная обработка плоских торцовых поверхностей деталей из меди // Известия ОрёлГТУ. Сер. "Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии". 2008. № 2–3/270 (545). С. 33–37.
2. Степанов Ю.С., Сотников В.И., Ткаченко А.Н. Реализация комбинированного способа обработки плоских торцов деталей из меди // Известия ОрёлГТУ. Сер. "Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии". 2009. № 2–2/274 (560). С. 46–50.
3. Пат. 2350458 С1 РФ, МПК⁷ В 24 В 39/06. Устройство для обработки плоских торцов заготовок из мягких сталей / Мудров В.В., Сотников В.И., Ткаченко А.Н.; заявитель и патентообладатель ГУВПО ОрёлГТУ. № 2007120987/02; заявл. 04.06.07; опубл. 27.03.09, Бюл. № 9. 6 с.
4. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.
5. Справочник технолога-машиностроителя: в 2-х т. Т. 1. / Под ред. А.Г. Косиловой, Р.К. Мешерякова. М.: Машиностроение, 1986. 496 с.



ОСНОВЫ ТРИБОЛОГИИ И ТРИБОТЕХНИКИ: учебное пособие. 2-е изд.

Н.С. Пенкин, А.Н. Пенкин, В.М. Сербин

Цена 330 р.

2011 – 208 с. ISBN 978-5-94275-583-6

В учебном пособии в соответствии с программой дисциплины «Основы трибологии», разработанной специалистами Ассоциации инженеров-трибологов России, изложены основные положения контактного взаимодействия твердых тел, свойства и топография их поверхностей, природа и виды внешнего трения, влияние различных факторов на трение.

Описаны различные виды изнашивания, роль смазки, температуры, фрикционности и антифрикционности материалов для деталей сопряжений, основные способы повышения износостойкости материалов и деталей машин. Приведены расчетные методы оценки интенсивности изнашивания наиболее часто встречающихся турбосопряжений.

Рассматриваются основные положения моделирования трибологических процессов, методы испытания на трение и изнашивание, а также роль трибологии в решении социально-экономических проблем, обусловленных трибологическими источниками: потери от недовыпуска продукции, потери всех видов ресурсов, ухудшение экологичности, энергетической эффективности различных видов транспорта и др.

Пособие рассчитано на студентов технических специальностей, изучающих эту дисциплину или ее разделы в других дисциплинах, аспирантов, научных и инженерно-технических специалистов в области трения, износа и смазки в машинах.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

по почте: 107076, г. Москва, Стромьинский 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

А.В. Щедрин, С.А. Гаврилов, В.В. Ерохин, А.И. Бирюков, Д.И. Юшин
(МГТУ "МАМИ")
E-mail: FUEL7@yandex.ru

Повышение качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлоплакирующих смазок

Проведены экспериментальные исследования метода комбинированного волочения прутков из стали Ст3 с применением металлоплакирующей смазки, реализующей фундаментальный физический "эффект безызносности Гаркунова–Крагельского". Установлена оптимальная концентрация металлоплакирующей присадки "Валена", значительно уменьшающая силу деформирования и повышающая качество обработки.

Ключевые слова: комбинированное волочение, регулярный микрорельеф, металлоплакирующая смазка.

Experimental research on combined roddrawing method (rods made of ductile steel grade 3) with the use of metal-cladding lubricants is presents. That correlates to the fundamental physical "Garkunov–Kragelsky" zero wear effect. The optimal concentration of metal-cladding "Valena" considerably reducing force of deformation and raising quality of processing is established.

Keywords: combined drawing, regular microrelief, metal-cladding lubricants.

В работах [1, 2] рассмотрено влияние свойств технологических смазок на характеристики метода комбинированного волочения инструментом с регулярной микрогеометрией воздействующей поверхности.

Как показывает системный анализ методов обработки [3], применение фундаментальных физических эффектов, к которым относится "эффект безызносности" [4], позволяет целенаправленно создавать принципиально новые или кардинально совершенствовать существующие технологии.

Для проверки данного решения были проведены экспериментальные исследования по влиянию концентрации металлоплакирующей присадки "Валена" на характеристики метода комбинированного волочения инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности.

В качестве экспериментальных образцов-заготовок использовали цилиндрические штоки из углеродистой стали Ст3 (HB = 1430 МПа) номинальной длиной 150 мм. Образцы предварительно шлифовали с точностью до 0,02 мм и параметром шероховатости поверхности $Ra_3 = 0,42...0,66$ мкм.

В качестве обрабатывающего инструмента использовали деформирующую фильеру из стали 9ХС (60 HRC). Диаметр фильеры по калибрующей ленточке – 20,02 мм, угол рабочего и обратного конусов – 5°, ширина калибрующей ленточки – 5 мм. Регулярный микрорельеф рабочей поверхности фильеры представлял собой однозаходные винтовые канавки радиусом 1,5 мм, шагом 0,5 мм и глубиной на участке калибрующей ленточки 6,5 мкм.

В качестве технологической смазки применяли минеральное масло марки И-40, в которое добавляли металлоплакирующую присадку "Валена". Концентрация K присадки по объему составляла соответственно 25, 10, 5 и 0 %. Скорость волочения – около 1 м/мин, номинальная абсолютная деформация i_n варьировалась в диапазоне 0,1...0,5 мм.

На рис. 1 представлена зависимость удельного усилия волочения q_d от фактической абсолютной деформации i_ϕ и концентрации металлоплакирующей присадки.

Из анализа зависимостей в первом приближении следует, что металлоплакирующая присадка уменьшает силу деформирования и при концентрации 10 и 25 % полностью исключает адгезионное наростообразование обрабатываемого материала. Наибольшую адгезию наблюдали при отсутствии присадки в области $i_n > 0,4$ мм. При $K = 5$ % адгезия обрабатываемого материала носила весьма локальный характер и возникла при предельной деформации.

Аналитически графическую зависимость, показанную на рис. 1, можно представить в виде следующей системы линейных уравнений, Н/мм:

$$\begin{cases} q_d = 57,482 + 674,775i_\phi, & \text{при } K = 0 \% ; \\ q_d = 76,845 + 531,855i_\phi, & \text{при } K = 5 \% ; \\ q_d = 42,777 + 502,398i_\phi, & \text{при } K = 10 \% ; \\ q_d = 71,25 + 483,34i_\phi, & \text{при } K = 25 \% . \end{cases} \quad (1)$$

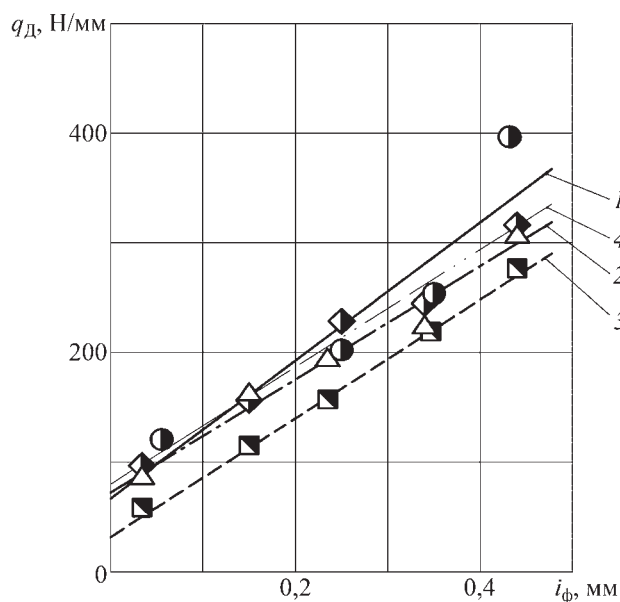


Рис. 1. Зависимости удельного усилия волочения образцов-заготовок от фактической абсолютной деформации и концентрации металлоплакирующей присадки "Валена", %:
1 – 0; 2 – 25; 3 – 10; 4 – 5

Для оценки динамического эффекта было использовано относительное процентное изменение силы деформирования:

$$\Delta q_d = \frac{q_d(K=0\%) - q_d(K \neq 0\%)}{q_d(K=0\%)} \cdot 100\% \quad (2)$$

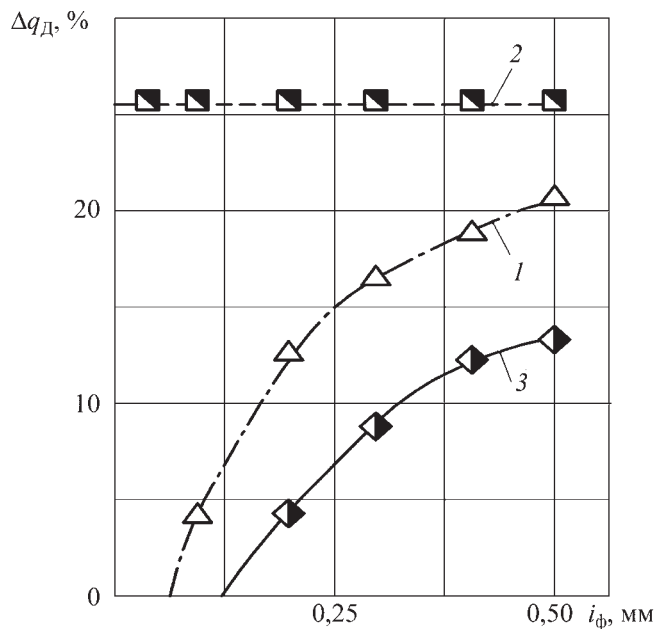


Рис. 2. Зависимости процентного уменьшения удельного усилия волочения от фактической абсолютной деформации и концентрации металлоплакирующей присадки "Валена", %:
1 – 25; 2 – 10; 3 – 5

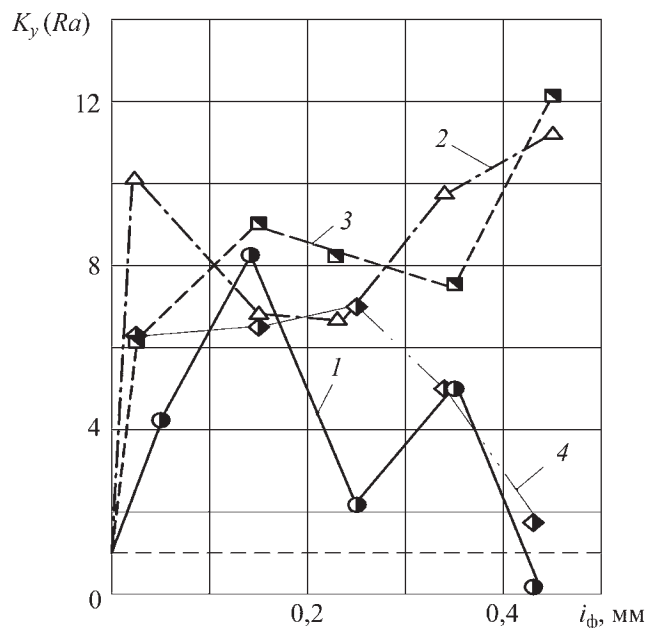


Рис. 3. Зависимости коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности образцов-деталей от фактической абсолютной деформации и концентрации металлоплакирующей присадки "Валена", %:
1 – 0; 2 – 25; 3 – 10; 4 – 5

На рис. 2 приведены зависимости параметра Δq_d от фактической абсолютной деформации и концентрации присадки. Из анализа зависимостей следует, что максимальный динамический эффект наблюдается при концентрации $K = 10\%$. Причем уменьшение силы деформирования более чем на 25% стабильно сохраняется во всем диапазоне изменения фактической абсолютной деформации.

Меньшие динамические эффекты наблюдались при $K = 5\%$ и $K = 25\%$. Однако, в отличие от обработки при $K = 10\%$, обработка при вышеприведенных концентрациях присадки характеризуется соответствующим увеличением динамического эффекта при возрастании степени деформации.

Приравнивая параметры Δq_d в общем виде при $K = 10\%$ и $K = 25\%$, получим, что при $i_\phi > 1,5$ мм наиболее эффективна концентрация присадки $K = 25\%$, так как при ней на рабочей поверхности фильеры образовывался наибольший по толщине слой меди.

Силовые зависимости (см. рис. 1, 2) хорошо подтверждаются зависимостью коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности (рис. 3):

$$K_y(Ra) = Ra_3 / Ra_d, \quad (3)$$

где Ra_3 и Ra_d – параметры шероховатости поверхности образцов соответственно до и после волочения или условно образцов-заготовок и образцов-деталей.

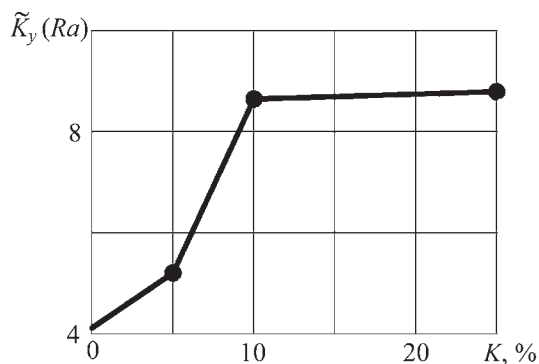


Рис. 4. Зависимость среднего коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности от концентрации металлоплакирующей присадки "Валена"

Наличие адгезионного наростообразования при $K = 0\%$ и $K = 5\%$ приводит к ухудшению качества обработки и уменьшению $K_y(Ra)$.

Усреднив значения $K_y(Ra)$ при каждой концентрации присадки "Валена" в диапазоне изменения абсолютной деформации, получим зависимость среднего коэффициента уточнения по параметру шероховатости от концентрации (рис. 4).

Анализ этой зависимости показывает, что с увеличением концентрации от 0 до 10 % данной металлоплакирующей присадки качество обработки по параметру шероховатости поверхности увеличивается более чем в 2 раза. При дальнейшем увеличении концентрации происходит незначительное увеличение $K_y(Ra)$.

После построения характерных профилей образцов-деталей (рис. 5) было установлено, что размерная точность (ΔD_d – поле рассеяния образцов-деталей) определяется в большей степени геометрической точностью в продольном, а не в поперечном сечении (овальностью).

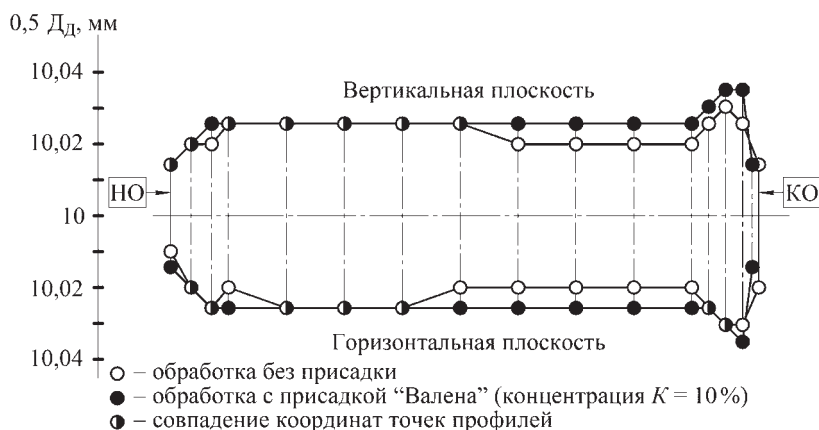


Рис. 5. Характерные профили образцов-деталей при $i_\phi \approx 0,25$ мм

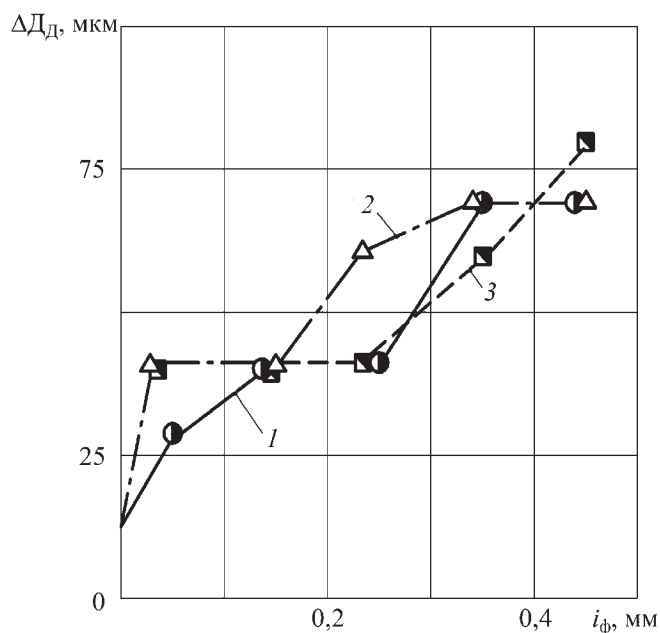


Рис. 6. Зависимости поля рассеяния диаметра образцов-деталей от фактической абсолютной деформации и концентрации металлоплакирующей присадки "Валена", %: 1 – 0; 2 – 25; 3 – 10

В свою очередь, отклонение профиля в продольном сечении зависит от деформационных краевых эффектов в начале (НО) и в конце (КО) обработки, которые проявляются соответственно в виде фаски смятия переднего торца образца-заготовки и упругого волнообразного восстановления его заднего торца.

Как следует из анализа зависимостей (рис. 6), с увеличением степени деформации размерная точность ухудшается вследствие роста краевых деформационных эффектов.

Используя характерные профили образцов-деталей, определяли их средний диаметр, который затем сравнивали с диаметром рабочего канала фильеры. Таким образом, оценивали остаточную деформацию поверхности, которая выражалась величиной ее упругого восстановления Δ_b (рис. 7).

Анализ данных зависимостей показывает, что чем меньше сила деформирования, тем больше величина упругого восстановления и наоборот. Это связано с тем, что при увеличении силы деформирования возрастают сжимающие радиальные остаточные напряжения и относительное процентное удлинение (рис. 8).

Усредним по аналогии с зависимостью (см. рис. 4) зависимости (см. рис. 6–8), представленные в таблице.

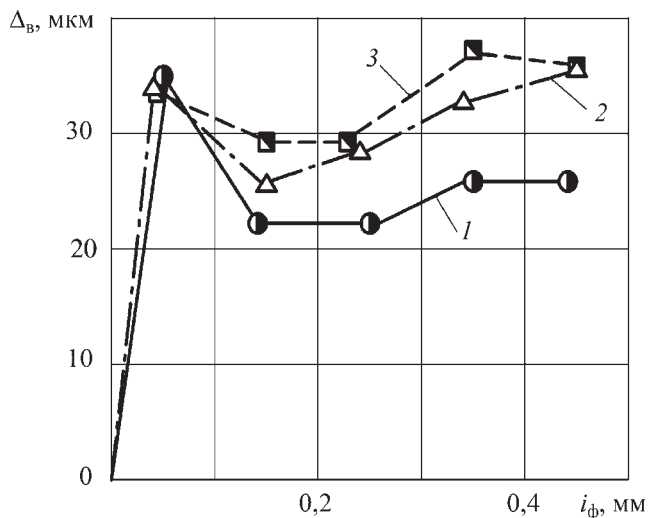


Рис. 7. Зависимости величины упругого восстановления поверхности образцов-деталей от фактической абсолютной деформации и концентрации металлолакирующей присадки "Валена", %:
1 – 0; 2 – 25; 3 – 10

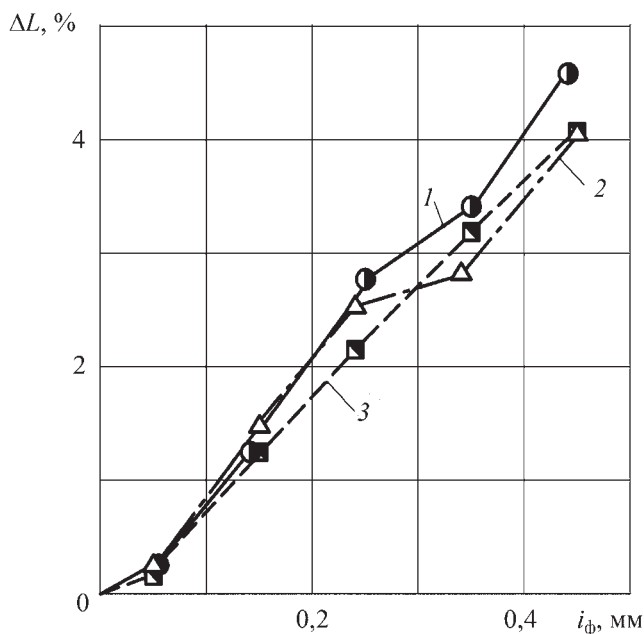


Рис. 8. Зависимости относительного процентного удлинения образцов-деталей от фактической абсолютной деформации и концентрации металлолакирующей присадки "Валена", %:
1 – 0; 2 – 25; 3 – 10

Для анализа производительности обработки в виде увеличения i_ϕ при одинаковом усилии волочения вве-

Усредненные значения

K, %	0	5	10	25
$\Delta\tilde{D}_d$, мкм	50	52	52	56
$\tilde{\Delta}_v$, мкм	22,439	30,6	33,4	32,55
$\Delta\tilde{L}$, %	2,461	2,505	2,168	2,1836
\tilde{K}_y (Ra)	4,038	5,2	8,58	8,9

Обозначения: $\Delta\tilde{D}_d, \tilde{\Delta}_v, \Delta\tilde{L}$ – средние по диапазону абсолютной деформации и концентрации присадки значения соответственно поля рассеяния диаметра, упругого восстановления и относительного удлинения образцов-деталей.

дем величину относительного процентного изменения абсолютной деформации:

$$\Delta i_\phi = \frac{i_\phi (K \neq 0\%) - i_\phi (K = 0\%)}{i_\phi (K = 0\%)} \cdot 100\% \quad (4)$$

Зависимости Δi_ϕ от удельного усилия волочения представлены на рис. 9. При этом шкала абсолютной деформации i_ϕ при $K = 0\%$ введена для наглядности. Анализ зависимости показывает о существенном увеличении производительности обработки за счет реализации "эффекта безызносности".

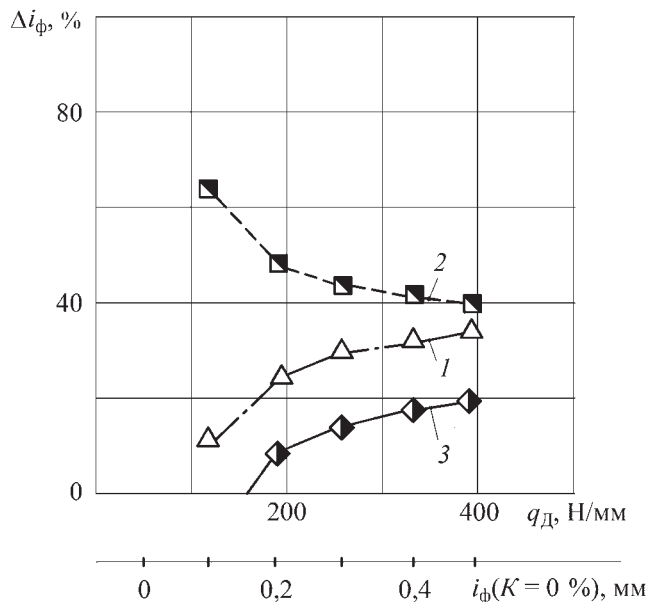


Рис. 9. Зависимости относительного процентного изменения абсолютной деформации от удельного усилия волочения и концентрации металлолакирующей присадки "Валена", %:
1 – 25; 2 – 10; 3 – 5

Анализ результатов таблицы и зависимостей (см. рис. 9) дополнительно подтверждает существенное влияние контактных процессов на технико-экономические показатели методов обработки, включая волочение (редуцирование).

Таким образом, выполненные исследования расширяют информационную базу для системного параметрического синтеза [3] принципиально новых методов комбинированной деформирующе-режущей обработки [5–7].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Shchedrin A.V., Ul'yanov V.V. et al. Improving the effectiveness of combined drawing methods by regularizing the microgeometry of the tool working surface // Russian Engineering Research. 2006. Vol. 26. № 11. P. 35–38.

2. Shchedrin A.V., Ul'yanov V.V. et al. Benefits of a draw plate with regular microrelief // Russian Engineering Research. 2008. Vol. 28. № 4. P. 357–361.

3. Щедрин А.В. и др. Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15–20.

4. Научное открытие, диплом № 41. Эффект избирательного переноса при трении (эффект безызносности) / Д.Н. Гаркунов, И.В. Крагельский // Открытия в СССР 1957–1967 гг. М.: ЦНИИПИ, 1968. С. 52–53.

5. Shchedrin A.V., Ul'yanov V.V. et al. Efficient hole broaching with regularized surface microgeometry of deforming elements // Russian Engineering Research. 2009. Vol. 29. № 9. P. 911–915.

6. Shchedrin A.V., Ul'yanov V.V., Bekeev A.A. Improving the use lubricants and coolants fluids in machining // Russian Engineering Research. 2006. Vol. 26. № 10. P. 38–39.

7. Shchedrin A.V., Ul'yanov V.V. Bauschinger effect in complex machining methods // Russian Engineering Research. 2008. Vol. 28. № 8. P. 797–799.



ВЫШЕЛ В СВЕТ СПРАВОЧНИК "КОВКА И ШТАМПОВКА"

В четырех томах

Председатель редакционного совета Е.И. Семенов,
засл. деятель науки и техники РФ, д-р техн. наук, проф.

Издание 2-е, исправленное и дополненное. 2010. 2521 с. ISBN 978-5-217-03459-8

Цена 10 000 р.



**Том 1.
МАТЕРИАЛЫ И НАГРЕВ. ОБОРУДОВАНИЕ. КОВКА**



**Том 2.
ГОРЯЧАЯ ОБЪЕМНАЯ ШТАМПОВКА**

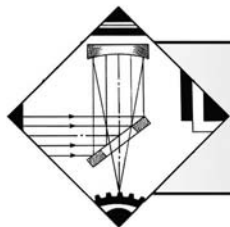


**Том 3.
ХОЛОДНАЯ ОБЪЕМНАЯ ШТАМПОВКА.
ШТАМПОВКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ**



**Том 4.
ЛИСТОВАЯ ШТАМПОВКА**

107076, г. Москва, Стромьинский пер., 4; факс: (499) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98
и на сайте WWW.MASHIN.RU



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793:621.762

Н.А. Наркевич (Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск),
Е.А. Иванова, Д.Н. Тагильцева (Национальный исследовательский Томский политехнический университет)
E-mail: natnark@list.ru

Напряженно-деформированное состояние покрытия 60X24АГ16, полученного электронно-лучевой наплавкой, и его фрикционное упрочнение*

Исследовано распределение микродеформаций, ответственных за формирование остаточных макронапряжений, в аустенитном азотистом покрытии, полученном электронно-лучевой наплавкой и механизм их релаксации. Выявлены некоторые особенности формирования дефектной структуры в многослойном покрытии, обусловленные градиентом состава, свойств и температуры в системе основной материал–азотистое покрытие. Экспериментально подтверждено значительное фрикционное упрочнение, сопровождающееся уменьшением коэффициента трения и сопротивления сдвигу с увеличением нагрузки при трибологических испытаниях.

Ключевые слова: азотистое покрытие, электронно-лучевая наплавка, напряженно-деформированное состояние.

The microstrain distribution responsible for the formation of residual macrostresses in austenitic nitrogenous coating, produced by the electron-beam surfacing, and relaxation mechanism have been studied. We revealed certain features of strain structure formation in multilayered coating, which are caused by gradient of composition, properties, temperature in the system of base material–nitrogenous coating. A significant friction strengthening, which is accompanied by friction coefficient decrease and shear resistance with load increase at tribological tests has been experimentally confirmed.

Keywords: nitrogenous coating, electron-beam surfacing, stress-strain state.

Введение

В многочисленных исследованиях российских и зарубежных ученых [1–4] показаны перспективы достижения высоких показателей прочности, пластичности, коррозионной стойкости и износостойкости коррозионно-стойких сталей за счет легирования их азотом. Получило развитие направление, связанное с разработкой технологических приемов нанесения азотистых покрытий [5–8], в которых азот наряду с дисперсионным и дисперсным упрочнением частицами нитридов обеспечивает твердорастворное упрочнение. Азотистый аустенит имеет низкую энергию дефекта упаковки, нестабилен к мартенситному превращению при пластической деформации, вследствие чего обладает высоким деформационным упрочнением. Кроме того, безникелевые азотистые

материалы сравнительно дешевы и обладают высокой коррозионной стойкостью.

Формирование покрытий наплавкой имеет важные преимущества перед иными способами нанесения покрытий, важнейшими из которых являются высокая адгезионная прочность, возможность применения в ремонтно-восстановительных работах. Вместе с тем наплавляемые покрытия часто растрескиваются, а упрочняемое изделие деформируется, изменяя свои форму и размеры. Основной причиной разрушения наплавляемых покрытий является наличие в них критических остаточных напряжений, одним из способов снижения которых является нанесение многослойных покрытий электронно-лучевой наплавкой, позволяющей при наплавке каждого последующего слоя частично снижать остаточные напряжения в предыдущих слоях.

На структуру, фазовый состав и свойства азотистых покрытий существенное влияние оказывают фазовый состав и дисперсность наплавочных порошковых смесей, технологические параметры процесса наплавки,

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 09-08-059-а.

условия кристаллизации и охлаждения покрытия, а также действующие остаточные напряжения. Литературные данные [5–8] недостаточно полно описывают структурные особенности азотистых покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой. В частности, отсутствуют данные о распределении в покрытиях остаточных напряжений и структурных механизмах их релаксации, а также об износостойкости в зависимости от условий проведения испытаний.

Данная работа посвящена описанию напряженно-деформированного состояния азотистого покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой, а также исследованию его износостойкости.

Материал и методики проведения исследований

Исследовано покрытие, полученное электронно-лучевой наплавкой порошка 60X24AГ16, % мас.: 0,57С; 24,4Сr; 16,4Mn; 0,7N; остальное Fe, дисперсностью ≤ 50 мкм. Наплавку проводили на жестко закрепленные в оправке пластины из стали 65Г шириной 20 мм, длиной 100 мм и толщиной 8 мм на установке ЭЛУ-5.

Параметры электронно-лучевой наплавки подбирали экспериментально, исходя из требования получения на упрочняемой поверхности жидкой металлической ванны с температурой, превышающей ликвидус не более чем на 100...150 °С. Такое ограничение позволяет минимизировать потери легирующих элементов вследствие их испарения, обеспечивает однородное растворение частиц наплавочного порошка в расплаве и позволяет формировать плотные покрытия с минимально возможной шероховатостью.

Электронный пучок разворачивали в две линии. В жидкометаллическую ванну, образованную первой линией на поверхности подложки, через дозатор со скоростью 7...10 г/мин подавали наплавочный порошок. Вторая линия переплавляла его, захватывая подложку. Покрытие толщиной 2...3 мм наплавляли за несколько проходов, каждый из которых формирует слой в $\sim 0,5$ мм. Ток электронного пучка изменяли в пределах 0,02...0,04 А при скорости перемещения подложки относительно электронного пучка 3 мм/с.

Химический анализ полученных покрытий проводили методом Оже-электронной спектроскопии на приборе Шхуна-2. Структуру и фазовый состав покрытия исследовали на металлографическом микроскопе AXIOVERT-25CA и дифрактометре ДРОН-4М на торцевых шлифах и послойно с разрезкой покрытия электроискровым способом на пластины толщиной 0,5 мм в направлении, параллельном поверхности основного материала, т.е. съемкой дифрактограмм в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Распределение компонент упругих ориентированных микродеформаций в системе основной металл–покрытие определяли на торцевых шлифах методом асимметричных съемок [9] на дифрактометре ДРОН-4М с использованием CoK_{α} -излучения без вращения. Послойное измерение микродеформаций в покрытии, зоне сплавления и подложке проводили, перемещая образец в объектодержателе.

Микродеформации кристаллической решетки покрытия, вызванные действием напряжений II рода, определяли по уширениям дифракционных максимумов в пластинах толщиной 0,5 мм, вырезанных электроискровым способом с последующей электрополировкой.

Испытания на износостойкость о нежестко закрепленный абразив проводили на лабораторной установке (ГОСТ 23.208–79) с нагрузкой на резиновое колесо, прижимающее частицы абразива к механически отполированной поверхности испытываемого покрытия, 10 Н. В качестве абразива использовали кварцевый песок зернистостью 400...900 мкм.

Другую серию испытаний по схеме шарик–диск осуществляли в условиях трения скольжения со скоростью 0,03 м/с твердосплавного шарика из ВК6 диаметром 3 мм по поверхности предварительно отшлифованного покрытия с разными нагрузками 1; 2; 5; 6; 7 Н. Испытания выполняли при комнатной температуре и пути трения 75,36 м на приборе PC-Controlled High Temperature Tribometer ТНТ-S-AX0000. Износостойкость определяли как среднее арифметическое из пяти значений площади сечения дорожек трения-треков с помощью 3D-профилометра MICRO MEASURE 3D-station (фирма CSEM). Диаметр треков во всех случаях составлял 4 мм.

Результаты исследования и их обсуждение

Азотистое покрытие формируется электронно-лучевой наплавкой в неравновесных условиях, обусловленных высокой скоростью нагрева, расплавления, кристаллизации и охлаждения покрытия, а также технологически необходимым вакуумом в наплавочной камере. Эти условия в сочетании с направленным охлаждением со скоростью $10^6...10^7$ °С/мин [6] определяют формирование покрытия с текстурой кристаллизации, с измененными по отношению к наплавочному порошку химическим и фазовым составами.

По данным Оже-спектроскопии химический состав азотистого покрытия практически не изменился, в то время как фазовый состав претерпел существенные изменения. В наплавочном порошке азот находится в связанном состоянии в нитридах хрома, а в наплавленном покрытии вследствие высокой скоро-

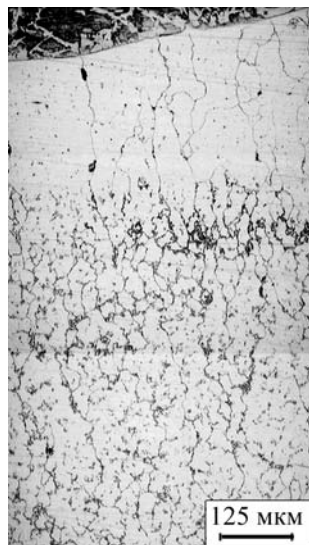


Рис. 1. Структура покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой порошка стали 60X24AГ16

сти охлаждения азот полностью переходит в твердый раствор.

На рис. 1 показана структура наплавленного покрытия, на которой выявляется зона шириной 300 мкм крупнокристаллических аустенитных зерен, вытянутых в направлении, перпендикулярном основному металлу и совпадающем с направлением движения фронта кристаллизации. Размер зерен в поперечном сечении 30...120 мкм с коэффициентом неравносности $k = 2$.

Анализ рентгенограммы, полученной съемкой без вращения с торцевой

поверхности образца (для обеспечения локальности исследования), показал, что в этом слое покрытия формируется текстура кристаллизации со значительным увеличением интенсивности дифракции от плоскостей {111} в сравнении со стандартными данными, соответствующими нетекстурированному γ -Fe (таблица).

Анализ дифрактограммы, снятой от этого же слоя покрытия в направлении, параллельном поверхности основного металла, выявил другую преимущественную ориентацию аустенитных зерен в плоскости шлифа, соответствующую семейству плоскостей {200} (см. таблицу, рис. 2), что свидетельствует о сложной текстуре, формирующейся в процессе кристаллизации покрытия и обусловленной не только направлен-

ным охлаждением, но и температурным градиентом в пятне нагрева электронным пучком. Текстура в поверхностных слоях покрытия проявляется в значительно меньшей степени.

Анализ распределения компонент микродеформаций кристаллической решетки аустенита, измеренных для плоскостей (111), (200), (220), (311) и (222) в системе подложка–покрытие и ответственных за формирование остаточных напряжений I рода, показал, что в слоях покрытия, примыкающих к зоне сплавления, в направлении действия проекции вектора напряжения, перпендикулярной поверхности основного материала ($\psi = 90^\circ$), формируются растягивающие напряжения, в направлении действия проекции вектора напряжения σ_2 , параллельной поверхности основного материала ($\psi = 0^\circ$), – сжимающие напряжения (рис. 3).

Преимущественная ориентация плотноупакованных плоскостей, расположенных перпендикулярно поверхности подложки вблизи с зоной сплавления, является благоприятным фактором развития в покрытии релаксационных процессов. Поверхностные слои покрытия, наоборот, деформированы сжатием в направлении σ_1 и растяжением в направлении σ_2 .

В зоне сплавления наблюдается градиент деформаций кристаллических решеток основного материала стали 65Г и покрытия. Поскольку упрочняемая пластина при наплавке была жестко закреплена, остаточные напряжения, превосходящие предел текучести, частично релаксировали путем деформирования материала покрытия.

При металлографических исследованиях шлифов, вырезанных в двух взаимно перпендикулярных направлениях, в отдельных, вероятно, в наиболее благоприятно ориентированных зернах аустенита, наблюдается множественное двойникование (рис. 4), являющееся одним из основных механизмов деформации в

Интенсивность дифракционных максимумов в покрытии, отн. ед., наплавленном порошком 60X24AГ16

Кристаллографические плоскости	Слой покрытия, примыкающий к зоне сплавления		Поверхностный слой покрытия		Стандартные значения
	плоскость, перпендикулярная подложке	плоскость, параллельная подложке	плоскость, перпендикулярная подложке	плоскость, параллельная подложке	
(111)	100	67	100	100	100
(200)	44	100	50	52	80
(220)	17	25	23	31	50
(311)	20	40	50	46	80
(222)	3	10	12	12	50

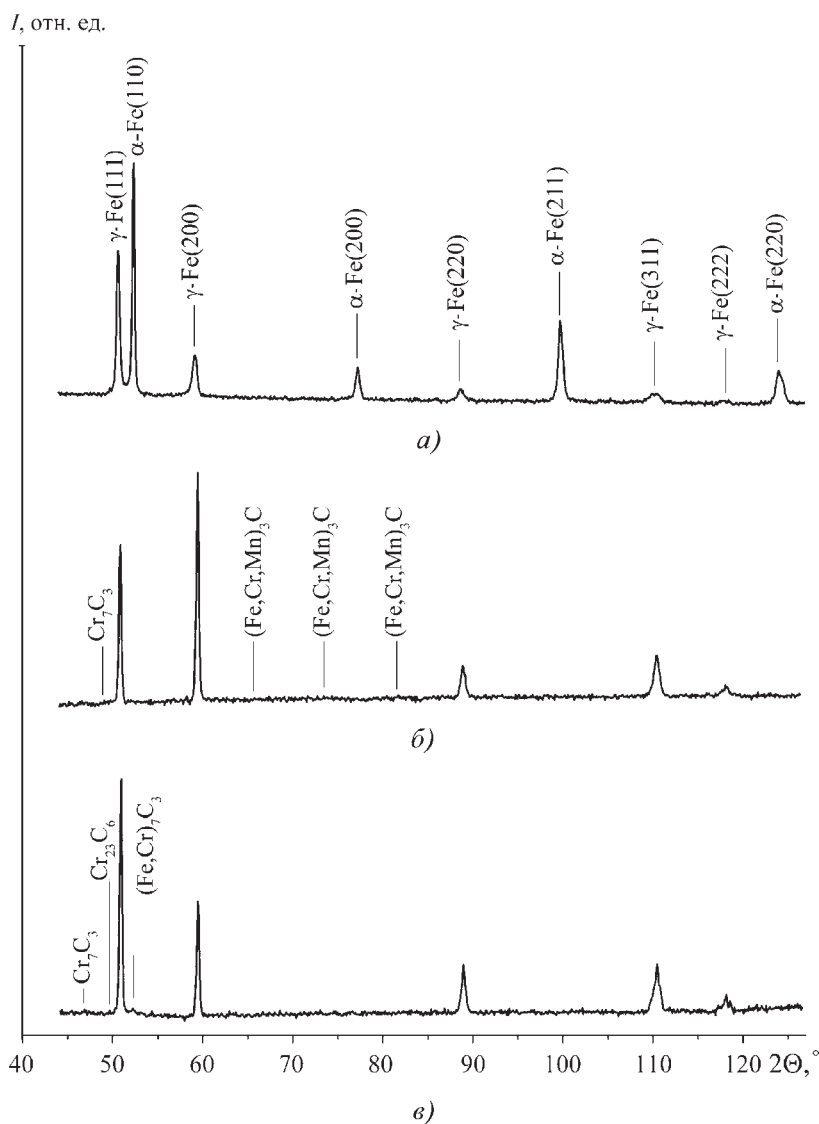


Рис. 2. Дифрактограммы, полученные съемкой зоны сплавления покрытия, наплавленного порошком 60X24АГ16, от торцевого шлифа (плоскость шлифа перпендикулярна плоскости основного материала из стали 65Г) (а), от слоя покрытия, прилегающего к зоне сплавления (б) и поверхностного слоя покрытия (в). Дифрактограммы б, в получены от пластин, вырезанных параллельно плоскости основного материала из стали 65Г

сплавах с низкой энергией дефекта упаковки. Двойники деформации наблюдаются во всем объеме покрытия. Как показано в [10], наблюдаемое множественное двойникование указывает на импульсный высокоскоростной характер термопластической деформации в материалах, обработанных концентрированными потоками энергии.

Экспериментально установлено, что в результате пластической деформации в структуре покрытия возникли напряжения II рода, вызывающие смещения атомов из узлов кристаллической решетки при зарождении и движении дислокаций, при легировании твердого раствора. В качестве эталона для определения физического уширения использовали фрагмент покрытия после закалки от 1150 °С в воде и электролитического полирования.

Целью термообработки было рекристаллизовать покрытие и сформировать структуру, максимально приближенную к

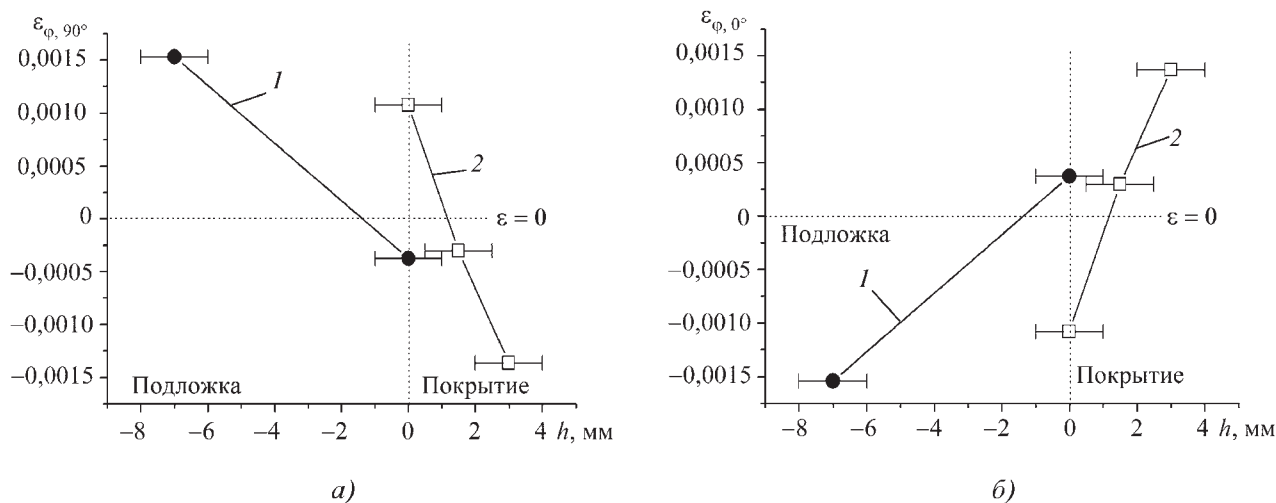


Рис. 3. Распределение компонент микродеформаций решеток α -Fe(220) (1) и γ -Fe(222) (2) в покрытии, наплавленном порошком 60X24АГ16, зоне сплавления ($h = 0$) и подложке из стали 65Г в направлениях σ_1 (а) и σ_2 (б)

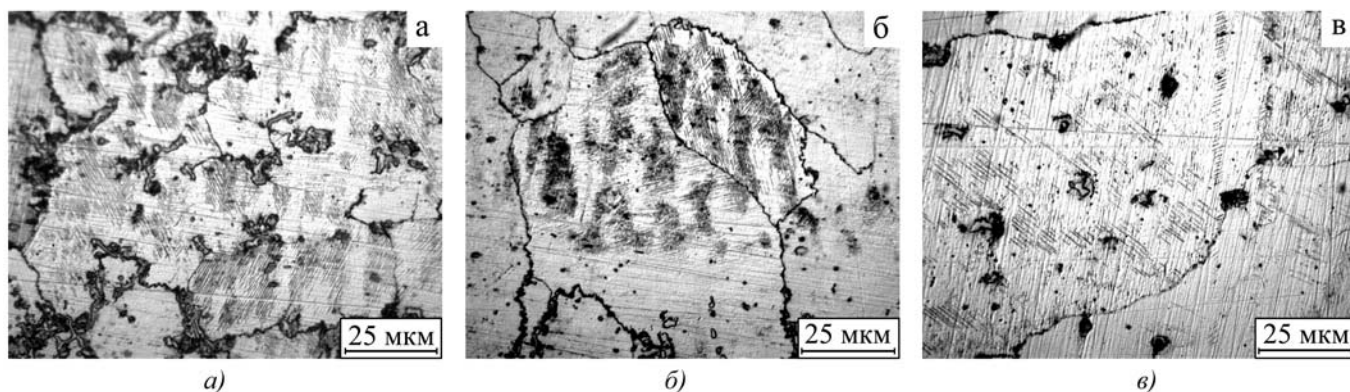


Рис. 4. Структуры поверхностного слоя покрытия (а), слоя вблизи с зоной сплавления в образце, вырезанном перпендикулярно поверхности основного металла (б), а также слоя покрытия вблизи с зоной сплавления, вырезанного параллельно поверхности основного металла (в)

структуре покрытия после электронно-лучевой наплавки.

Методом аппроксимации установлено, что уширения дифракционных максимумов от плоскостей (111), (220), (311) (222) обусловлены исключительно микродеформацией кристаллической решетки. Величина блоков когерентного рассеяния существенно превышает 100 нм, что позволяет исключить влияние измельчения структуры покрытия на уширение (погрешность метода превышает измеряемую величину D).

Микродеформации в слое покрытия, расположенном рядом с зоной сплавления со структурой крупнокристаллического аустенита, и в поверхностном слое равны 0,0173 и 0,009 % соответственно. Плотность дислокаций ρ , рассчитанная по формуле $\rho = A\beta^2$ (где A – постоянный коэффициент, равный $2 \cdot 10^{16}$, в слое покрытия, расположенном рядом с зоной сплавления, составляет $2,44 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а в поверхностном слое – $2,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; β – физическое уширение линии (111) аустенита, рад.).

На увеличение ширины дифракционных максимумов могут оказывать влияние множество факторов, в том числе степень легирования твердого раствора. Незначительное увеличение микродеформаций и плотности дислокаций в слое покрытия, сопрягающемся с основным материалом, проявляется вследствие влияния на него недеформирующегося основного материала, температурного градиента в смежных объемах покрытия и основного материала, имеющих разный тип кристаллических решеток, а также из-за наибольшего растворения карбидных частиц, что подтверждается данными структурных и рентгенофазовых исследований.

В структуре покрытия рентгенографическими и металлографическими исследованиями выявляются

частицы карбидов $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ и Cr_{23}C_6 , расположенные преимущественно по границам аустенитных зерен. Объемная доля карбидных частиц в слое покрытия с крупнокристаллическим аустенитом существенно меньше – 1...2 %, чем в объеме покрытия, где наблюдаются значительно более крупные частицы неправильной формы с объемной долей 5...6 %, препятствующие росту зерна при охлаждении многослойного покрытия (см. рис. 4).

В условиях взаимодействия исследуемого покрытия с абразивом напряженно-деформированное состояние, формирующееся в локальных зонах его поверхностного слоя, суммируется с напряженно-деформированным состоянием, обусловленным действием остаточных напряжений в системе основной материал–покрытие после электронно-лучевой наплавки. Двойникование как механизм релаксации остаточных напряжений является одновременно механизмом деформационного упрочнения покрытия со структурой азотистого аустенита. В процессе многоциклового воздействия абразива материал покрытия подвергается дополнительному фрикционному упрочнению, что проявляется в повышении микротвердости, измеренной в дорожке трения, на 16 %.

В случае испытаний покрытия в более жестких условиях изнашивания скользящим шариком из сплава ВК6 фрикционное упрочнение с ростом нагрузки увеличивается, при этом коэффициент трения снижается, а сопротивление сдвигу поверхностного слоя τ непрямолинейно (рис. 5).

Как показано в [11], уменьшение сопротивления активного поверхностного слоя сдвигу в направлении действия силы трения связано с сокращением числа действующих систем скольжения в азотистом аустените, анизотропном в силу направленной кристалли-

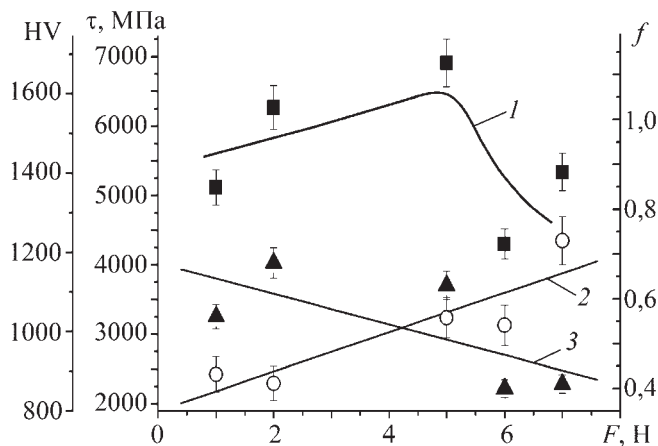


Рис. 5. Зависимости сопротивления сдвигу (1), микротвердости (2) и коэффициента трения (3) от нагрузки на шарик из сплава ВК6, скользящий по покрытию, наплавленному порошком 60X24AG16

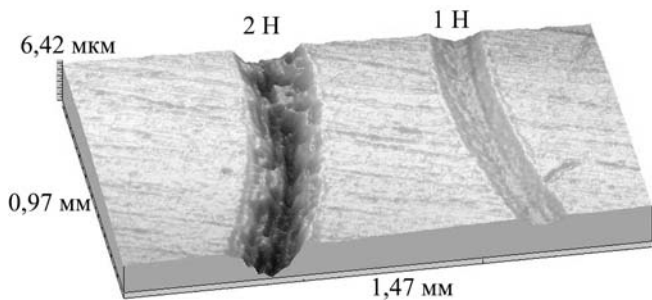


Рис. 6. Топография дорожек трения, полученных при скольжении шарика из сплава ВК6 по покрытию, наплавленному порошком 60X24AG16, при нагрузках 1 и 2 Н

зации покрытия. Уменьшение коэффициента трения и сопротивления сдвигу при больших нагрузках свидетельствует об изменении механизма деформации активного поверхностного слоя покрытия под действием фрикционного нагружения, когда релаксация напряжений механическим двойникованием уже невозможна.

Исследование топографии дорожек трения показало, что в зоне контакта материала покрытия с индентором-шариком образуется микрорельеф, формирование которого является следствием фрагментирования поверхностного слоя с последующим выносом частиц износа из зоны контакта (рис. 6).

Фрагментирование и диспергирование активного слоя покрытия с последующим его разрушением является фактором релаксации напряжений в процессе фрикционного нагружения. С ростом нагрузки наблюдается увеличение размеров фрагментов, образующих на изнашиваемой поверхности микронеровности, что проявляется в увеличении шероховатости.

Выводы

Таким образом, в азотистом покрытии с аустенитной структурой, упрочненной карбидами хрома, полученном электронно-лучевой наплавкой, формируется сложное напряженное состояние, характеризующееся ориентированными растягивающими микронапряжениями в поверхностных слоях и сжимающими микронапряжениями на границе с основным материалом (в плоскости, параллельной основному материалу).

Основным механизмом их релаксации является деформационное двойникование. Азотистый аустенит склонен к сильному фрикционному упрочнению, характерному как при взаимодействии с мягким абразивом, так и со сплавом ВК6. С ростом нагрузки фрикционное упрочнение увеличивается, коэффициент трения уменьшается. Резкое уменьшение сопротивления сдвигу активного поверхностного слоя покрытия соответствует нагрузке, превышающей 5 Н.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Банных О.А., Блинов В.М. и др. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства особо высокопрочной коррозионно-стойкой мартенситно-аустенитной стали // *Металлы*. 2005. № 3. С. 51–60.
2. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Стали, легированные азотом // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2005. № 10. С. 36–46.
3. Коршунов Л.Г., Черненко Н.А. и др. Влияние старения на трибологические и механические свойства азотсодержащей нержавеющей аустенитной стали // *ФММ*. 2005. Т. 99. № 1. С. 99–109.
4. Rawers C.J. Characterizing alloy additions to carbon high-nitrogen steel // *Jornal of Materials: Design and Applications*. 2004. Vol. 218. № 3. С. 239–246.
5. Кальянов В.Н. Наплавка азотистыми сплавами // *Автоматическая сварка*. 2002. № 10. С. 50–52.
6. Колпаков А.С., Кардонина Н.И. и др. Применение азотсодержащих порошковых материалов для восстановления деталей энергетического оборудования плазменным напылением // *Промышленная энергетика*. 2007. № 10. С. 20–22.
7. Гальченко Н.К., Дампилон Б.В. и др. Покрытия на основе азотистой стали с карбонитридным упрочнением, полученные методом электронно-лучевой наплавки // *Физика и химия обработки материалов*. 2003. № 2. С. 61–65.
8. Zhao L., Maurer M., Lugscheider E. Thermal spraying of a nitrogen alloyed austenitic steel // *Thin Solid Films*. 2003. Vol. 424. № 2. P. 213–218.
9. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС, 2002. 360 с.
10. Бровер А.В., Пустовойт В.Н. О локализованных напряжениях в лазерно-облученной поверхности металлических материалов // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2010. № 1. С. 3–7.
11. Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н. и др. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии // *ФММ*. 1997. Т. 84. Вып. 5. С. 137–149.

УДК 621.165.620

А.М. Смыслов, А.А. Быбин, Р.Р. Невьянцева (Уфимский государственный
авиационный технический университет),

А.В. Новиков, А.В. Дементьев
(ООО "Производственное предприятие "Турбинасервис", г. Уфа)
E-mail: anbybin@yandex.ru

Особенности обеспечения ресурса электронно-лучевого покрытия Co–Cr–Ni–Al–Y на этапе восстановительного ремонта лопаток газовых турбин

Рассмотрены особенности изменения структурно-фазового состава электронно-лучевого покрытия системы Co–Cr–Ni–Al–Y на рабочих лопатках газовой турбины в процессе ее длительной наработки. Показано, что лопатки турбины по их наработке на изделии можно разбить на три группы, характеризующиеся различным состоянием защитного покрытия, что определяет соответствующий объем их восстановительного ремонта. Предложены технологические рекомендации, позволяющие на этапе ремонта обеспечить дальнейшую работоспособность лопаток с защитными покрытиями.

Ключевые слова: лопатки турбины, жаростойкое покрытие, фазовые превращения, восстановительный ремонт.

The evolution of the phase composition of electron-beam coating Co–Cr–Ni–Al–Y was analyzed during the prolonged operation of the gas turbine blades. It was shown that the turbine blades after the operation can be classified into three groups having different condition of the protective coating; this classification defines the amount of the repair maintenance. The technological recommendations were proposed; this allows the provision of the blade further operation ability at the stage of the coating repair maintenance.

Keywords: turbine blades, heat resistant coating, phase transformations, repair maintenance.

В условиях проведения восстановительного ремонта рабочих лопаток газовых турбин наиболее актуальной проблемой является обеспечение дальнейшей работоспособности защитного покрытия, что в итоге будет определять ресурс лопатки в целом. Для минимизации затрат ремонтным предприятиям необходимо оценивать ремонтпригодность защитных покрытий на лопатках, имеющих определенную наработку в составе промышленных газовых турбин.

Отраслевой методикой управления ресурсом лопаток турбины предусматривается не только проведение неразрушающего контроля различными методами, анализа условий эксплуатации, конструкторской документации и ранее накопленного опыта по ремонту аналогичных деталей, но и изучение структуры и свойств материала сплава и защитного покрытия на отдельных лопатках.

В настоящее время на магистральных газопроводах России используют *газоперекачивающие агрегаты* (ГПА) типа ГТК-25И и ГТК-25ИР, на которых в качестве защитного покрытия на проточной части рабочих лопаток турбины применяется покрытие на кобальтовой основе, наносимое электронно-лучевым методом. В процессе длительной эксплуатации в условиях агрессивной среды и температурно-силового воздействия на лопатку в покрытии могут происходить различ-

ные структурно-фазовые изменения, коррозионные повреждения, взаимная диффузия элементов покрытия и защищаемого сплава. При определенном уровне указанных изменений электронно-лучевое покрытие теряет свои защитные свойства и не может в дальнейшем обеспечивать работоспособность лопаток.

Цель исследования – определить уровень повреждаемости защитного покрытия на лопатках турбины, имеющих длительную наработку в составе ГПА, и с учетом полученной информации разработать технологические рекомендации по ремонту покрытия для продления ресурса деталей.

Исследования проводили на лопатках турбины из никелевого сплава ХН64ВМКЮТ (ЗМИ-3У), на проточную часть которых нанесено электронно-лучевое покрытие системы Co–Cr–Ni–Al–Y. Лопатки имели наработку 15,5...49,6 тыс. ч. Из первой части лопаток вырезали образцы, которые исследовали на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV с проведением микрорентгеноспектрального анализа и на дифрактометре Rigaku с компьютерной обработкой полученных рентгенограмм. Для восстановительного ремонта покрытия изучаемые образцы подвергали вакуумной термообработке при различных температурах с последующим металлографическим анализом.

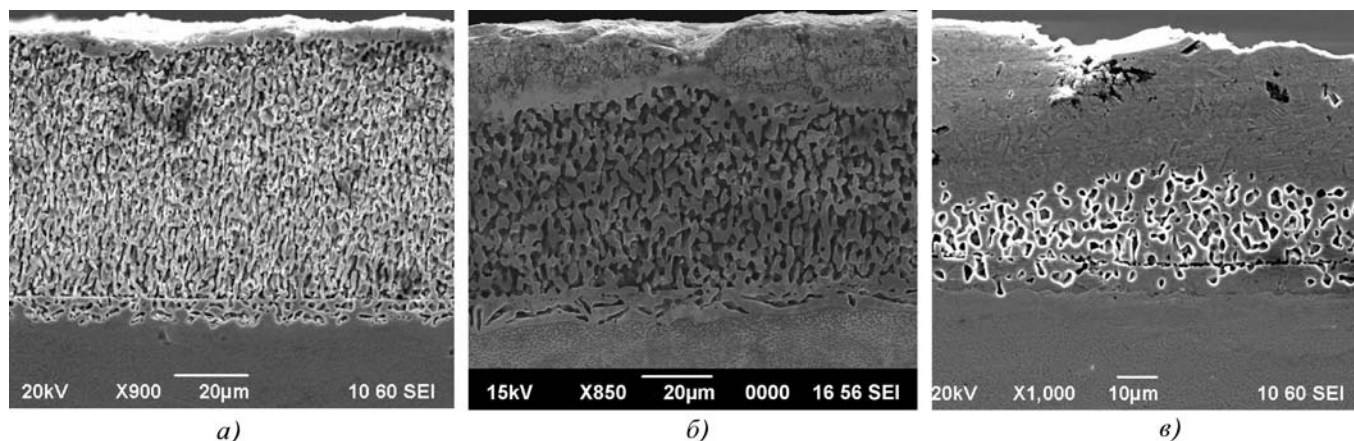


Рис. 1. Микроструктуры покрытия Co–Cr–Ni–Al–Y после наработки, тыс. ч: а – 15,5; б – 30,7; в – 49,6

Выявлено, что толщина покрытия после эксплуатации в зависимости от комплекта может колебаться в пределах 50...80 мкм. На рис. 1 представлены микроструктуры покрытия после наработки 15,5; 30,7 и 49,6 тыс. ч. Из рисунка видно, что на поверхности защитного покрытия имеется слой с коррозионными повреждениями, толщина которого зависит от наработки: до наработки 30...35 тыс. ч распространение коррозионного фронта в глубь покрытия незначительно и, как следует из рис. 2, не превышает 10 мкм. При наработке выше 35 тыс. ч проникновение коррозии резко усиливается и при наработке 49,6 тыс. ч наблюдается повреждение покрытия на глубину ~ 40 мкм (см. рис. 1, в).

Для установления причин указанной закономерности был проведен рентгенофазовый анализ (РФА). Согласно [1], до начала эксплуатации основной структурной составляющей данного покрытия является высокотемпературная γ -фаза CoCr с ГЦК-ре-

шеткой. Кроме того, в покрытии содержится β -фаза на основе соединения CoAl с ОЦК-структурой.

В работах [2, 3] отмечено, что покрытия на основе кобальта склонны к полиморфному превращению, условия которого зависят от температуры и времени температурного воздействия.

На основании результатов РФА было установлено отсутствие γ -фазы в покрытии. Фазовый состав покрытия на исследуемых образцах характеризуется наличием низкотемпературной ε -фазы CoCr с ГПУ-решеткой, β -фазы CoAl, γ' -фазы Ni₃Al, оксидных фаз типа M₂O₃ и оксидов типа шпинели M₃O₄. Присутствие в покрытии ε -фазы свидетельствует об эксплуатации лопаток при температурах, близких к температуре полиморфного превращения $\varepsilon \leftrightarrow \gamma$. Наличие в покрытии ε -фазы в целом снижает надежность покрытия в связи с тем, что ее появление вызывает образование σ -фазы на основе CoCr, приводящей к охрупчиванию покрытия [2, 4].

На рис. 3 показаны зависимости, отражающие изменение количества фаз в покрытии в процессе наработки. Как видно из представленных данных, содержание ε -фазы до наработки 35 тыс. ч практически не изменяется и остается на уровне 60 % об. При увеличении наработки до 38 тыс. ч количество ε -фазы возрастает до 70 % об. и в дальнейшем наблюдается ее уменьшение до 40 % об.

Содержание в покрытии алюминидных фаз β -CoAl и γ' -Ni₃Al с ростом наработки постоянно снижается в связи с расходом алюминия на формирование оксидной пленки. Однако если до 35 тыс. ч имеет место небольшое уменьшение содержания данных фаз, то при возрастании наработки их количество резко убывает вплоть до значений, близких к нулю. Снижение количества алюминидных фаз, ответствен-

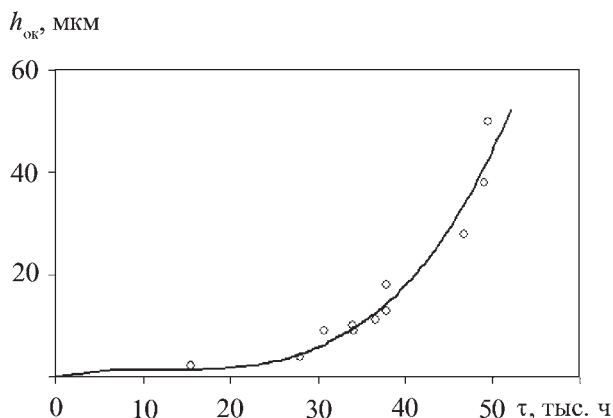


Рис. 2. Глубина оксидного слоя в покрытии в зависимости от наработки лопаток

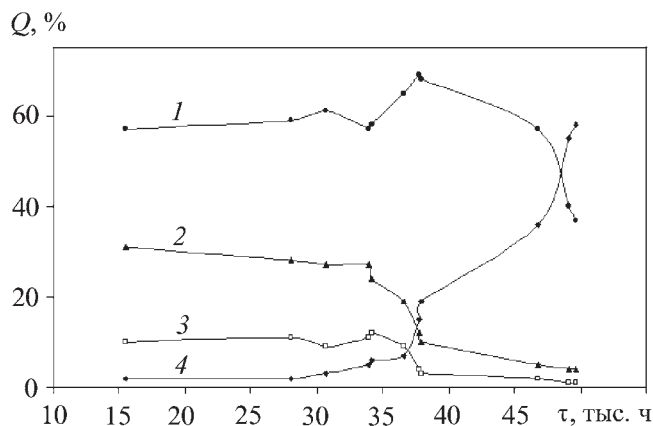


Рис. 3. Изменение количества фаз в покрытии Co–Cr–Ni–Al–Y в процессе наработки: 1 – ε-фаза CoCr; 2 – β-фаза CoAl; 3 – γ'-фаза Ni₃Al; 4 – оксидные фазы типа M₂O₃ и оксиды типа шпинели M₃O₄

ных за жаростойкость покрытия, способствует потере его коррозионной стойкости и проникновению коррозионного фронта в глубь покрытия.

Установлено, что содержание оксидных фаз в покрытии до наработки 35 тыс. ч мало, а вышеуказанной наработки их количество начинает возрастать и при наработках ~ 50 тыс. ч доля оксидных фаз начинает превалировать.

На основании изучения структурно-фазового состояния электронно-лучевого покрытия можно выделить три временных интервала эксплуатации, отличающихся состоянием защитного покрытия и определяющих объем работ по восстановительному ремонту. Первый интервал – наработка до 25 тыс. ч – характеризуется тем, что содержание β-фазы в покрытии близко к исходному состоянию, а основной структурной составляющей является ε-фаза. Ввиду большого запаса алюминия в покрытии оксидный слой незначителен и при его удалении толщина покрытия, как правило, удовлетворяет требованиям конструкторской документации.

При наработке 25...35 тыс. ч (второй интервал) оксидный слой может достигать 20...25 % от общей толщины покрытия, при этом основной структурной составляющей также является ε-фаза, запас β-фазы в покрытии относительно высок. При наработках свыше 35 тыс. ч (третий интервал) оксидный слой распространяется на 2/3 от общей толщины покрытия, т.е. имеет место катастрофический характер его повреждения. Таким образом, покрытие на лопатках, относящихся ко второму и третьему интервалам эксплуатации, является неработоспособным и в обязательном порядке требует применения восстановительного ремонта.

Анализ полученных данных позволяет для каждого временного интервала сформировать свои технологические подходы по восстановлению работоспособности лопаток турбины. Так, для первого интервала наработки лопаток необходимо проведение струйно-абразивной обработки деталей для удаления оксидного слоя и восстановительной термообработки при температурах, превышающих температуру начала полиморфного превращения $\epsilon \leftrightarrow \gamma$. Цель такой термообработки – обеспечить содержание в покрытии преимущественно высокотемпературной γ-фазы CoCr.

Для второго интервала целесообразным является удаление той части покрытия, которая была подвержена интенсивной коррозии. Как показывают металлографические исследования, в большинстве случаев достаточно выполнить удаление только верхней половины покрытия, затем провести напыление вакуумно-плазменного или газотермического жаростойкого покрытия аналогичного состава, а также восстановительную термообработку для оставшейся части ремонтируемого покрытия.

Для лопаток, имеющих наработку, попадающую в третий интервал, рекомендуется выполнить полное удаление отработавшего покрытия и последующее нанесение защитного слоя любым известным способом при условии, что уровень рабочих характеристик нового покрытия полностью отвечает требованиям конструкторской документации на лопатки турбины.

Для выполнения операции восстановительной термообработки необходимо провести обоснованный выбор режимов, обеспечивающих более полное восстановление структурно-фазового состава покрытия. Для решения поставленной задачи из перовой части турбинных лопаток с различной наработкой вырезали темплеты, которые затем подвергали отжигу при температурах 750...1050 °С в течение 3 ч в вакуумной печи фирмы Schmetz.

Для отработки технологии были выбраны лопатки, имеющие наработку 15,5 и 36,6 тыс. ч. До и после проведения термообработки проводили микрорентгено-спектральный анализ и РФА, а также механические испытания образцов с определением временного сопротивления разрыву при комнатной температуре.

На рис. 4 представлены графики, отражающие изменение количества фазовых составляющих в покрытии в зависимости от температуры отжига. Показано, что в процессе термообработки происходит фазовый переход $\epsilon \rightarrow \gamma$, интенсивность которого нелинейно возрастает при увеличении температуры. Как видно из рис. 4, а, на лопатках с наработкой 15,5 тыс. ч после термообработки при 750 °С количество низкотемпературной ε-фазы практически соответствует ее содержанию до проведения ремонта.

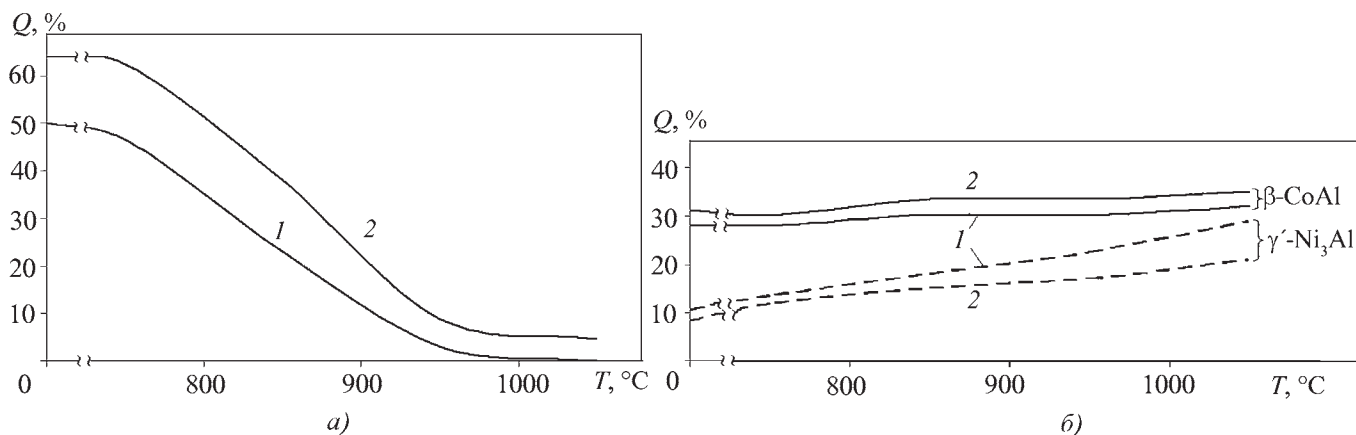


Рис. 4. Изменение количества фаз ϵ -CoCr (а), β -CoAl и γ' -Ni₃Al (б) в покрытии Co–Cr–Ni–Al–Y в процессе восстановительной термообработки лопаток с наработкой, тыс. ч:

1 – 15,5; 2 – 36,6

При 850 °С количество ϵ -фазы уменьшается примерно на 50 % от первоначального значения, а при 1050 °С наблюдается полный переход $\epsilon \rightarrow \gamma$. Аналогичная зависимость имеет место и для лопаток с наработкой 36,6 тыс. ч. Однако если при наработке 15,5 тыс. ч после отжига при 1050 °С ϵ -фаза не обнаруживается, то при наработке 36,6 тыс. ч ее остаточное количество составляет 5...6 %. Как следует из рис. 4, б, повышение температуры при проведении восстановительной термообработки практически не изменяет количества β -фазы CoAl и приводит к росту содержания γ' -фазы Ni₃Al в 1,5 раза.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытия приведены на рис. 5. Установлено, что с повышением температуры отжига происходит увеличе-

ние концентрации никеля в покрытии на 4...6 %, что связано с его диффузией из матрицы никелевого сплава и обуславливает возрастание количества γ' -фазы Ni₃Al. Вместе с тем содержание алюминия и кобальта в электронно-лучевом покрытии остается на постоянном уровне, а концентрация хрома уменьшается в среднем на 5 %. Снижение концентрации хрома в процессе отжига может быть вызвано образованием летучего оксида CrO₃, вероятность формирования которого увеличивается при высоких температурах в условиях глубокого вакуума [4].

Одновременно с диффузией никеля возможна также диффузия в покрытие легирующих элементов сплава: вольфрама, титана и др. Однако возрастание количества указанных элементов в покрытии не выявлено: профиль распределения вольфрама и титана до и после проведения отжига остается постоянным. Данный факт свидетельствует о том, что при проведении ремонта покрытие не будет обогащаться элементами, способными вызвать появление летучих оксидов (WO₃) или шпинелей, содержащих титан, никель и кобальт, некогерентных с матричной фазой CoCr.

Учитывая, что другим параметром режима термообработки является длительность выдержки при заданной температуре, были выполнены исследования по влиянию времени отжига на остаточное количество низкотемпературной ϵ -фазы CoCr. Эксперименты проводили в интервале времени 1...5 ч и температурах 950 и 1050 °С, как соответствующих наиболее полному фазовому переходу $\epsilon \rightarrow \gamma$. Результаты исследования показаны на рис. 6. Как видно из представленных данных, увеличение времени выдержки приводит к снижению количества ϵ -фазы в покрытии.

Установлено, что полное превращение $\epsilon \rightarrow \gamma$ зависит как от температуры процесса, так и от наработки

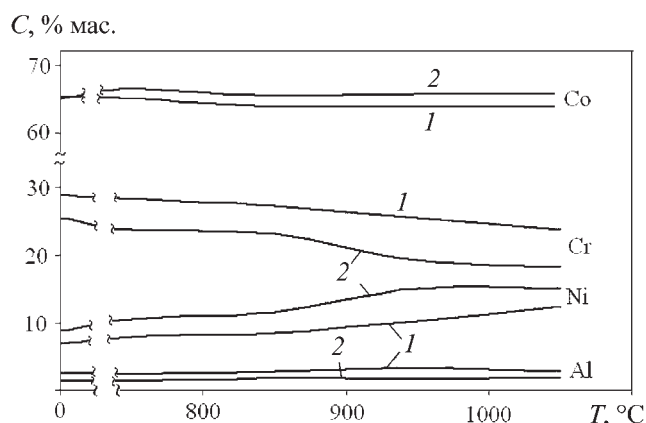


Рис. 5. Изменение концентрации кобальта, хрома, никеля и алюминия в покрытии в процессе восстановительной термообработки лопаток с наработкой, тыс. ч:

1 – 15,5; 2 – 36,6

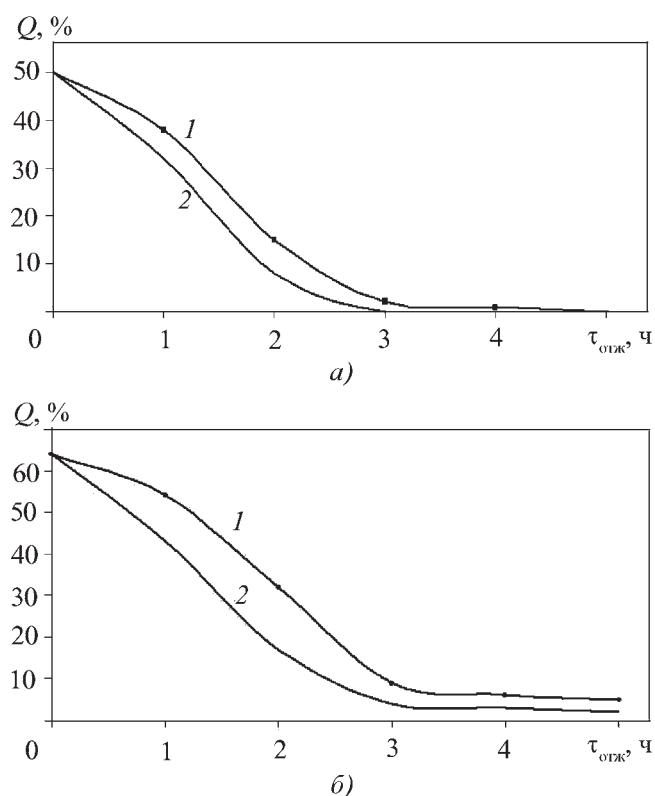


Рис. 6. Влияние времени отжига на количество ε-фазы CoCr в покрытии при температурах отжига 950 °C (1) и 1050 °C (2) лопаток с наработкой, тыс. ч: а – 15,5; б – 36,6

лопаток на изделии. Так, при температуре 1050 °C переход ε→γ протекает в 1,5 раза быстрее, чем при температуре 950 °C, что обусловлено кинетическими особенностями полиморфных превращений в покрытии [2]. Влияние наработки проявляется в том, что с ее увеличением выше 30 тыс. ч в исследуемом интервале времени отжига не удастся полностью устранить наличие ε-фазы в покрытии.

Возможной причиной торможения процесса перехода ε→γ может являться тот факт, что в процессе наработки происходит некоторое укрупнение другой структурной составляющей покрытия – β-фазы CoAl [5], происходящее вследствие насыщения ее элементами, входящими в состав покрытия, что в итоге может изменить механизм полиморфного превращения.

Решение указанной проблемы возможно, если увеличить время выдержки лопаток при высоких температурах. Однако увеличение времени отжига более 5 ч при температурах 950...1050 °C нецелесообразно, так как длительное воздействие температуры отжига может привести к структурным изменениям в никелевом сплаве и соответствующему снижению его

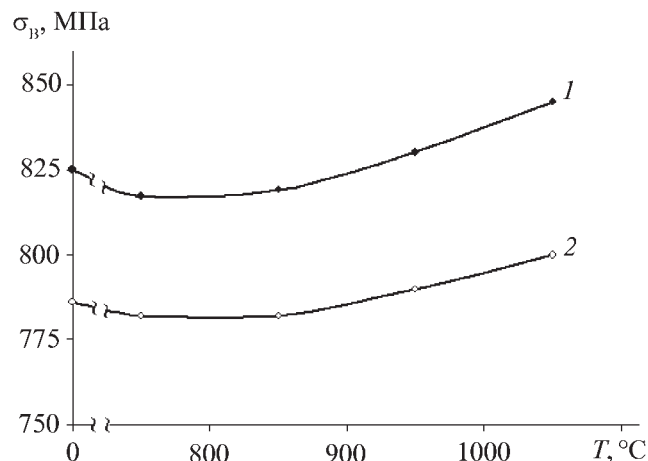


Рис. 7. Изменение предела прочности сплава ХН64ВМКЮТ в зависимости от температуры восстановительной термообработки лопаток с наработкой, тыс. ч: 1 – 15,5; 2 – 36,6 (время выдержки 3 ч)

прочности и пластичности. Таким образом, устранение низкотемпературной ε-фазы CoCr с использованием восстановительного отжига следует проводить в течение не более 5 ч на тех лопатках, наработка которых не превышает 30 тыс. ч.

Влияние температуры отжига на механические свойства материала лопаток при проведении восстановительной термообработки показано на рис. 7. Как видно из представленных данных, повышение температуры отжига способствует некоторому росту временного сопротивления разрыву при комнатной температуре, что, согласно данным работы [6], связано с ускорением процесса достаривания никелевого сплава и формирования упрочняющих частиц, по форме близких к кубической морфологии.

Выводы

Установлено, что при управлении ресурсом электронно-лучевого покрытия системы Co–Cr–Ni–Al–Y на этапе ремонта следует учитывать объем накопленных в процессе наработки структурно-фазовых изменений в защитном слое и на основе полученной информации классифицировать лопатки по степени их повреждаемости. Для проведения ремонта с минимальными затратами лопатки из никелевого сплава ХН64ВМКЮТ необходимо отнести к одному из трех временных интервалов их эксплуатации, для которых характерна своя технология восстановительного ремонта.

На лопатках с наработкой до 30 тыс. ч с незначительной толщиной слоя с коррозионными поверхностями можно ограничиться только применением ва-

куумного отжига, обеспечивающего восстановление структуры покрытия до состояния, близкого к исходному. Лопатки с наработкой более 35 тыс. ч в связи с необратимыми структурными изменениями в самом покрытии и проникновением фронта коррозии на значительную глубину целесообразно подвергнуть полному удалению отработанного покрытия с последующим нанесением нового защитного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рыбников А.И., Крюков И.И., Можайская Н.В. и др. Ресурс рабочих лопаток ТВД ГТК-25И из сплава ЗМИ-3У // Теплоэнергетика. 2003. № 2. С. 68–72.
2. Пигрова Г.Д., Рыбников А.И. Кинетика полиморфного превращения в покрытиях системы Co–Cr–Al–Y // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89. № 6. С. 94–98.

3. Lou Hanyi, Wang Fuhui et al. Structure of sputtered Co–Cr–Al–Y coating // Acta Metallurgica Sinica (English edition). 1990. Series B. Vol. 3. № 3. P. 161–165.

4. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ. В 2-х кн. Кн. 2. М.: Металлургия, 1995. 384 с.

5. Малашенко И.С., Вашило Н.П., Яковчук К.Ю. и др. Исследование состояния защитных покрытий на лопатках турбин газоперекачивающих агрегатов после промышленной эксплуатации // Автоматическая сварка. 1985. № 7. С. 41–45.

6. Кишкин С.Т. Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные тр. (К 100-летию со дня рождения). М.: Наука, 2006. 407 с.



ЛИТЕЙНЫЕ ПРОТИВОПРИГАРНЫЕ ПОКРЫТИЯ: справочник

Н.И. Давыдов

Цена 440 р.

2009. – 240 с.: ил. ISBN 978-5-94275-438-9

Систематизирован практический материал по литейным противопригарным покрытиям, используемым для получения качественных отливок.

Рассмотрена природа пригара (наиболее распространенного дефекта отливок) и дано обоснование эффективности применения покрытий как средства предотвращения указанного дефекта.

Описаны свойства покрытий и методы их испытаний, а также некоторые сведения о современных приборах и оборудовании, в том числе используемых за рубежом. Представлены справочные данные об исходных материалах и составах покрытий, рекомендуемых для изготовления в условиях потребителя, а также о марках, свойствах и области применения промышленно выпускаемых противопригарных композиций. Приведены сведения о покрытиях, используемых за рубежом. Дана необходимая информация, касающаяся оборудования для изготовления покрытий, а также технологии их нанесения и отверждения.

Для инженерно-технических работников литейного производства, может быть полезен аспирантам и студентам.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромьинский 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 621.45.038.7

Ю.Н. Тюрин, О.В. Колисниченко, И.М. Дуда (Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Украина),
О.Н. Иванов, М.Г. Ковалева, О.Н. Марадудина, Я.В. Трусова
(ЦКП БелГУ "Диагностика структуры и свойств наноматериалов", г. Белгород)
E-mail: ytyurin@i.com.ua

Свойства покрытия из порошка титана на подложке из стали (0,3 % С), нанесенного кумулятивно-детонационным устройством

Получено покрытие из порошка титана кумулятивно-детонационной технологией. Показано, что материал покрытия плотно прилегает к подложке, граница не имеет видимых дефектов, наблюдается проникновение титана в железо, покрытие отличается высокой плотностью и наличием нанодисперсных образований.

Ключевые слова: кумулятивно-детонационное устройство, газотермическое нанесение покрытий, порошок титана, экономия, адгезия, пластичность.

The cumulative-detonation equipment and technology provide a high-quality covering from titanium powder is obtained. The structure of a coating was investigated and the element analysis of border between a coating and substrate was carried out. It was shown that the technology provides high quality of border between a coating and a substrate, caused by interpenetration of materials, the coating distinguished by high density and by presence of nanodispersed formations.

Keywords: cumulatively-detonation device, thermal spray, titanium powder, economy, adhesion of a coating, plasticity.

Введение

Представляет интерес создание покрытия из титана или композиционных материалов на основе титана на поверхности изделий из легких сплавов или сталей [1], получаемого с использованием модернизированного высокоскоростного газопламенного напыления (HVOF) [2].

В данной работе использовали порошки титана фирмы Sumitomo Titanium Corp. дисперсностью 25...45; 45...63; 63...90 мкм. Несмотря на большие расходы азота (500...2000 л/мин), качество нанесенного покрытия неудовлетворительное. Наиболее плотное покрытие формируется из порошка титана дисперсностью 63...90 мкм. Результаты исследования материала на границе между покрытием и подложкой показали, что, несмотря на образование слоя из нанокристаллического титана, на границе имеются дефекты в виде трещин и пор [3].

Для повышения качественных характеристик покрытия из титана разработана технология ускорения порошка гелием [4]. Давление гелия – $24 \cdot 10^5$ Па, температура – 450...550 °С. Использовали порошки сплава Ti–6Al–4V. С этой же целью применяли установку CGTTM Kinetic 3000. В качестве рабочего газа использовали азот с давлением до $30 \cdot 10^5$ Па и температурой до 600 °С [5]. Результаты исследования показали, что покрытия из титана имеют высокую пористость 11...30 %, на границе между покрытием и подложкой имеются трещины и поры [4, 5].

Проводятся работы по получению титанового покрытия с использованием плазматронов и проволоки [6]. Как результат можно отметить, что покрытие имеет низкую пористость, но большое количество дефектов на границе между покрытием и подложкой. При низких расходах защитного газа (аргона) наблюдается нанесение покрытия твердостью до 450 МПа и только с увеличением расхода защитного газа до 60 м³/ч твердость покрытия снижается до 212 МПа [6].

Адгезия покрытия к подложке составляет 50...54 МПа, а пористость зависит от типа защитного газа. Минимальная пористость покрытия 1 % получается при использовании в качестве защитного газа аргона. При использовании азота в качестве защитного газа в покрытии имеют место локальные фазы твердостью 700...1500 НВ. Эти фазы содержат до 30 % ат. азота и до 3 % ат. кислорода.

Для получения покрытий из порошка титана предлагается использовать кумулятивно-детонационное устройство (КДУ) [7]. В этом устройстве ускорение и нагрев порошка осуществляются объединенной из двух камер (детонационной и кумулятивной) струей продуктов детонационного сгорания горючих газовых смесей.

При детонационном сгорании большая часть энергии горючих газов затрачивается на ускорение продуктов сгорания, что обеспечивает их высокую скорость с минимальной температурой нагрева. При помощи КДУ наносят плотное покрытие с высокой адгезией к подложке при меньших затратах электроэнергии в 20 раз и компонентов горючей газовой смеси в 5–6 раз, чем известные HVOF-устройства [7].

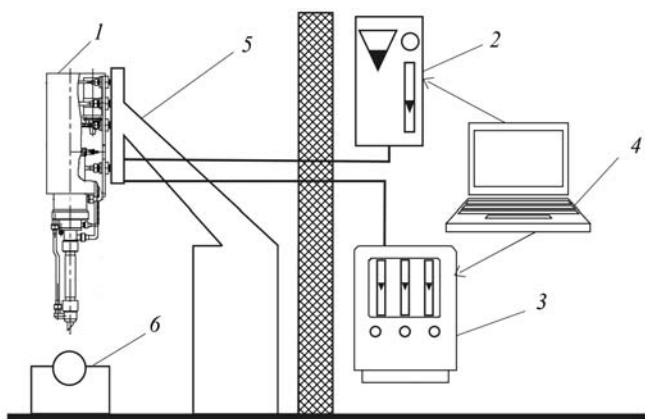


Рис. 1. Оборудование для кумулятивно-детонационного нанесения покрытий

Оборудование для кумулятивно-детонационного нанесения покрытий состоит из нестандартного устройства для напыления – 1 (КДУ), стандартного порошкового питателя 2 с производительностью до 3 кг/ч, газового пульта низкого давления для подачи кислорода, пропана и воздуха 3, системы автоматизированного управления 4, манипуляторов для перемещения устройства 5 и изделия 6 (рис. 1).

Существенным отличием работы КДУ от детонационного является то, что в нем осуществляется наложение со сдвигом струй продуктов детонационного сгорания горючих газовых смесей от нескольких специально профилированных детонационных камер, приводящие к эффективному взаимодействию высокоскоростной струи газа с порошковым материалом.

Высокая частота инициирования сгорания (15...30 Гц) в КДУ обеспечивает возможность осуществления квазинепрерывной технологии нанесения покрытий, что позволяет использовать стандартные устройства для подачи порошков и газов. Низкая тепловая мощность продуктов сгорания делает возможным формирование покрытия с небольшой дистанции (10...60 мм), что существенно повышает эффективность напыления, снижает окисление и потери напыляемого материала.

Методика проведения исследований

Покрытие наносили из порошка титана фирмы Raymor Industries Inc. Исследование порошка осуществляли с помощью растрового электронно-ионного микроскопа

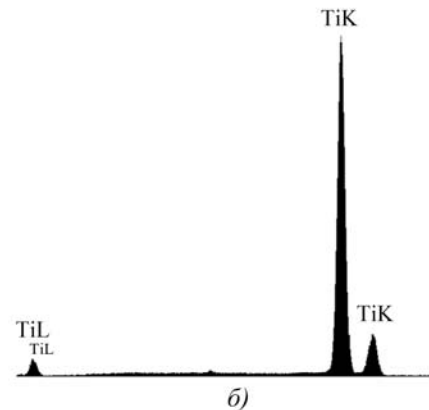
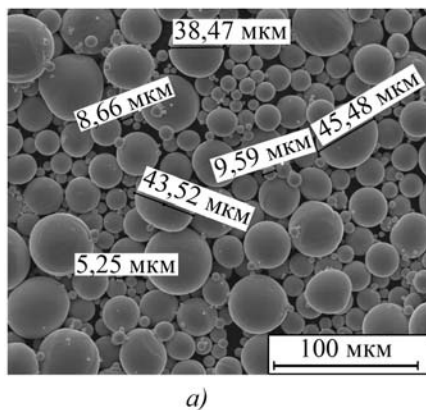


Рис. 2. Морфология (а) и энергодисперсионный спектр (б) порошка титана

Таблица 1

Расход газа в КДУ

Производительность, кг/ч	Расход газа, м ³ /ч			Соотношение горючих газов $G_{O_2}/G_{O_2, H_8}$
	C ₃ H ₈	O ₂	Воздух	
0,5	0,586	2,56	1,47	5,0
1	0,536	2,303	1,47	4,84

Quanta 200 3D, оснащенного интегрированной системой Pegasus 2000 для микроанализа.

Локальный фазовый и структурный анализ покрытия из титана проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа с полевой эмиссией Tescan G2 20F S-T (фирма FEI) с микродифракцией и порошкового рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA, дающего интегральную информацию о слое толщиной в несколько микрометров. Рентгеноструктурный анализ покрытия выполняли в режиме псевдопараллельного пучка в диапазоне 18...85° 2Θ.

Результаты исследования элементного состава порошка титана показали, что его дисперсность ниже 50 мкм, состав – 100 % мас. титана (рис. 2).

При нанесении покрытия в качестве рабочего газа использовали продукты детонационного сгорания горючей газовой смеси пропан-бутан, кислород и воздух. Порошок титана в КДУ подавали непрерывно с расходом 0,5 и 1 кг/ч. Расход транспортирующего газа азота $G = 0,7$ м³/ч. Расход газа в КДУ приведен в табл. 1. Частота инициирования детонации $\nu = 17$ Гц. Расстояние от среза сопла до образца 30 мм. В качестве подложки использовали плоские образцы из стали (0,3 % С). Наносили равномерное покрытие толщиной 0,1 и 0,2 мм.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследований показали, что при расходе порошка титана 1 кг/ч покрытие имеет поры (рис. 3, а–в). Видимых дефектов на границе покрытие–подложка не наблюдается. Покрытие состоит из деформированных частиц титана (см. рис. 3, в), имеющих толщину 2...3 мкм. Размер пор аналогичный. По-видимому, поры формируются при горячем прессовании порошка титана. Титан имеет низкую теплопроводность (22,07 Вт/мК), что затрудняет равномерный прогрев дисперсных частиц и деформирование их при формировании покрытия. Высокие скорости деформирования дисперсных частиц титана обуславливают дробление их на более мелкие фрагменты и образование частиц с характерными размерами меньше 146 нм (рис. 3 з, д).

Двукратное уменьшение расхода порошка (до 0,5 кг/ч) позволило значительно уменьшить пористость покрытия (рис. 4). Выявлено, что граница титановое покрытие–сталь практически не имеет дефектов, видны следы проникновения материала покрытия в подложку. Результаты количественного анализа

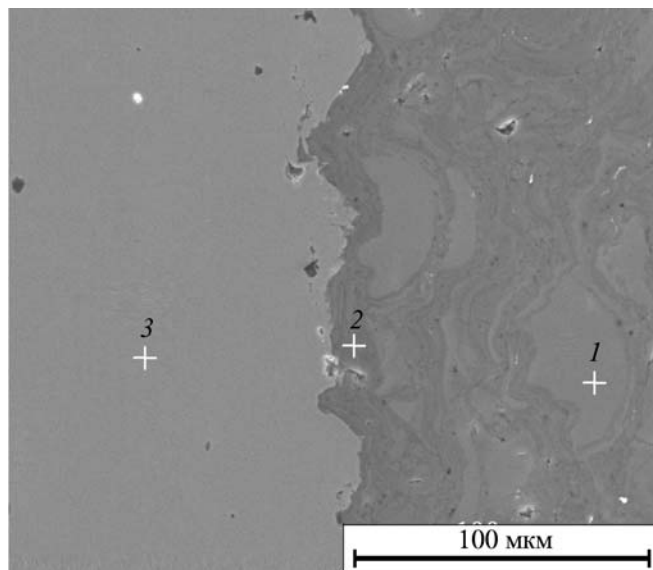


Рис. 4. Микроструктура поперечного шлифа покрытия из титана на стали с точками измерения элементного состава: 1 – средняя часть покрытия; 2 – переходной слой; 3 – подложка

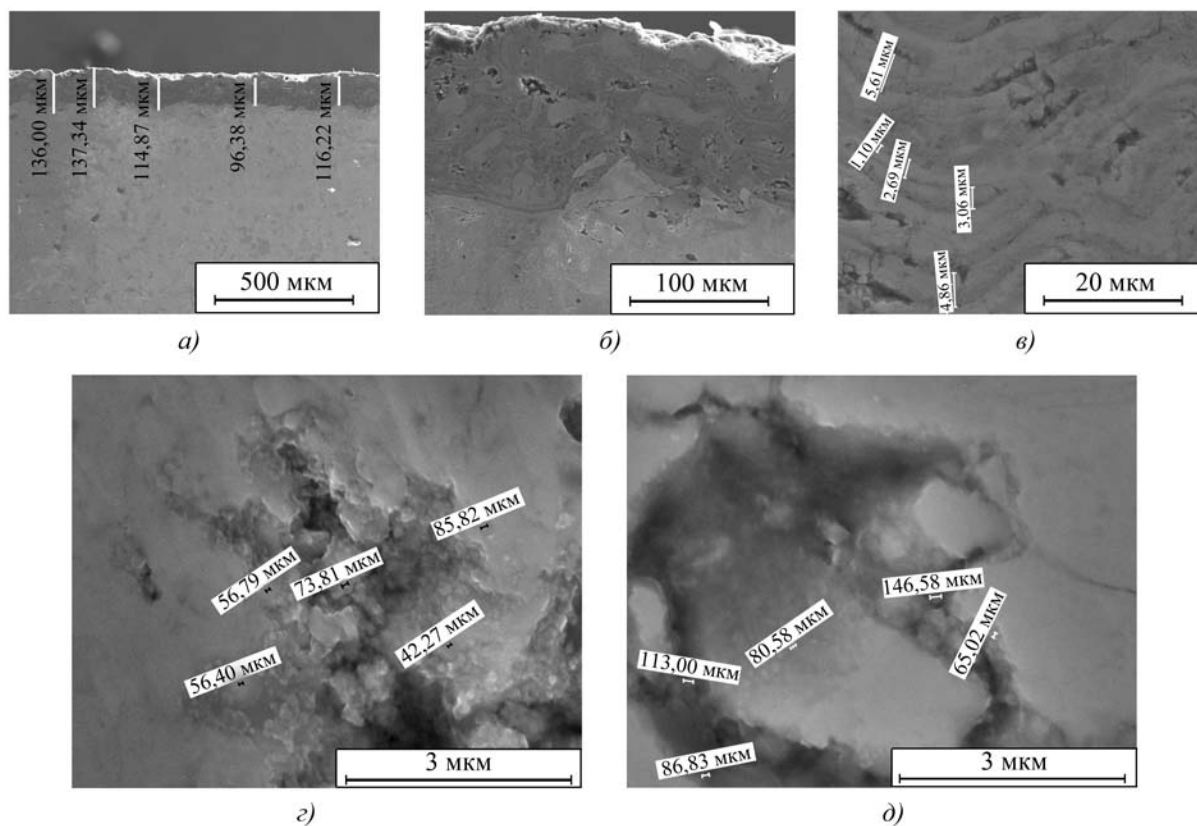


Рис. 3. Поперечный шлиф образца с покрытием при различном увеличении (а–в) и характерный вид пор в покрытии и фрагментов дробления исходного титана (з, д)

Таблица 2

Элементный состав материала на границе титановое покрытие–сталь (0,3 % С)

Точка измерения	Содержание элемента, %			
	Ti	Fe	O	W
1 (покрытие)	99,34 / 99,43	0,66 / 0,57	–	–
2 (переходной слой)	69,35 / 53,65	13,20 / 8,76	16,11 / 37,32	1,33 / 0,27
3 (подложка)	–	100,00 / 100,00	–	–

Примечание. В числителе приведены массовые доли, в знаменателе – атомные.

Это подтверждается результатами рентгенофазового и структурного анализа покрытия. Проведенный фазовый анализ показывает, что основной фазой в слое покрытия является титан с гранцентрированной плотноупакованной решеткой ($a = 2,965 \text{ \AA}$), TiC с кубической решеткой ($a = 4,349 \text{ \AA}$), TiO с кубической решеткой ($a = 4,027 \text{ \AA}$). Сложные фазы в межкристаллитном пространстве имеют аморфное состояние, что подтверждается результатами просвечивающей электронной микроскопии.

элементного состава покрытия в точках 1, 2 и 3 (см. рис. 4) приведены в табл. 2.

Результаты анализа подтверждают наличие материала подложки и покрытия в переходной области. Эта же область содержит кислород до 16 % мас. и следы вольфрама (остатки порошкового материала, который ранее использовали в технологическом устройстве). Твердость приграничной области покрытия 2 1500 МПа в 3–4 раза выше, чем твердость материала подложки 3 и деформированных частиц титана 1 (рис. 5).

Локальный фазовый и структурный анализ материала покрытия показал, что в покрытии имеются нанокристаллиты титана размером до 30 нм, разделенные прослойками аморфной фазы, и кристаллиты оксида титана с кубической решеткой.

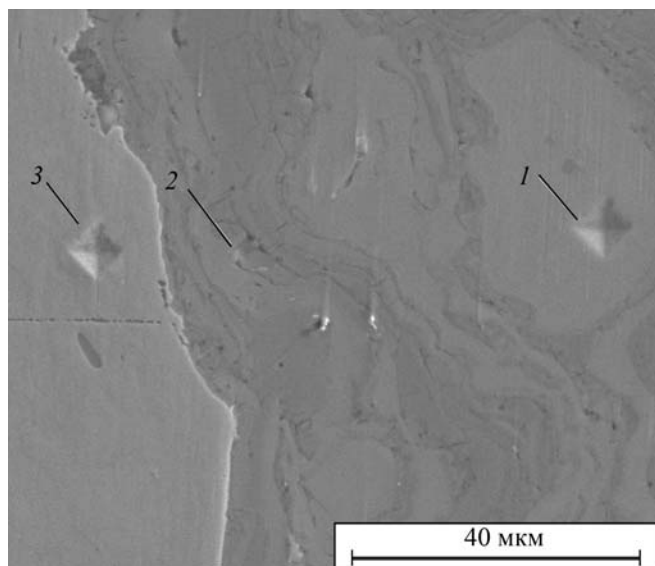


Рис. 5. Микроструктура поверхности поперечного шлифа покрытия из титана на стали с точками измерения микротвердости:

1 – титан, 400 МПа; 2 – переходной слой, до 1500 МПа; 3 – сталь, 430 МПа

Известно, что нанокристаллические соединения титана с кислородом отличаются сверхпластичностью [8]. Для определения адгезионной/когезионной прочности, стойкости к царапанию и механизма разрушения титановых покрытий использовали скретч-тестер REVETEST (CSM Instruments). Для исследования максимальной (критической) нагрузки на индентор L_c , при которой происходит разрушение связи покрытие–подложка, на поверхность образца алмазным сферическим индентором типа "Роквелл С" с радиусом закругления 200 мкм наносили царапины с непрерывно увеличивающейся нагрузкой в диапазоне 0,9...190 Н (рис. 6, а) и постоянной максимально допустимой нагрузкой на индентор 200 Н (рис. 6, б).

Момент адгезионного или когезионного разрушения покрытия фиксировали после испытаний визуально с помощью оптического микроскопа, оборудованного цифровой камерой, а также по изменению акустической эмиссии, коэффициента трения и глубины проникновения индентора (см. рис. 6, а).

Дополнительно для определения характера разрушения исследовали микроструктуру поверхности образцов после адгезионных испытаний с помощью растрового электронно-ионного микроскопа Quanta 200 3D (см. рис. 6, б, табл. 3).

Условно процесс разрушения покрытия при царапании индентором можно разделить на четыре стадии (см. рис. 6, а). В диапазоне нагрузки 0,9...19,81 Н происходит монотонное проникновение индентора в покрытие: коэффициент трения слабо повышается, сигнал акустической эмиссии сохраняется неизменным. При нагрузке 19,81 Н индентор полностью погружается в покрытие. Скольжение алмазного индентора по пленке проходит с коэффициентом трения 0,45. По мере поступательного движения индентора и увеличения нагрузки (67,07...95,57 Н) происходит выдавливание материала перед индентором в виде бугорков и увеличение глубины проникновения индентора (стадия I).

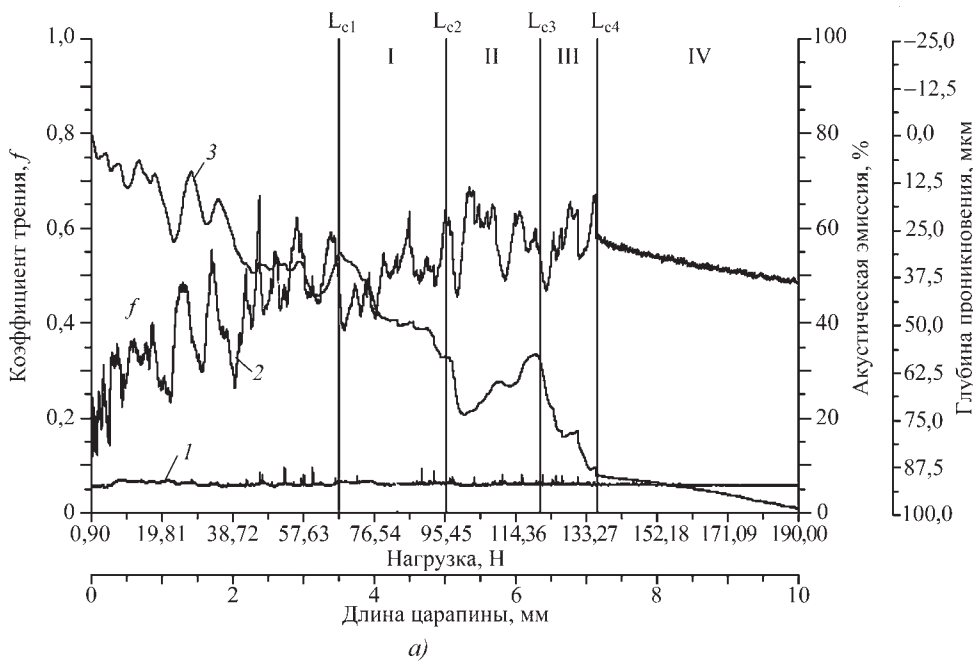
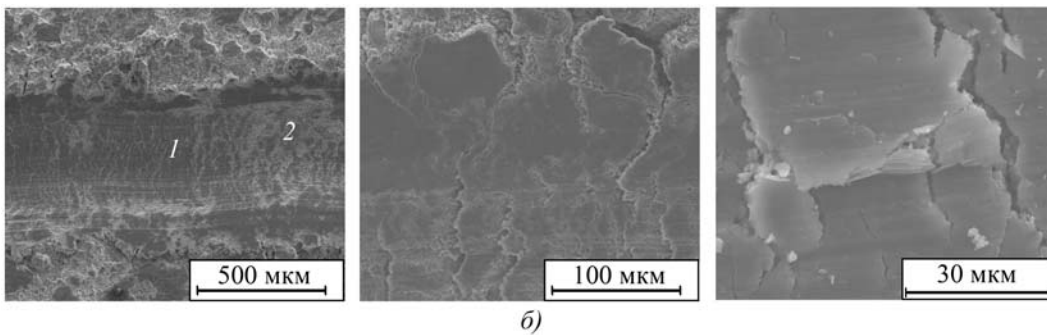


Рис. 6. Зависимости акустической эмиссии (1), коэффициента трения (2), глубины проникновения индентора (3) от приложенной нагрузки (а) и структура покрытия (б) в зоне механического контакта образца с индентором при нагрузке 200 Н



Преодоление индентором бугорков сопровождается ростом коэффициента трения и отмечено пиками акустической эмиссии (см. рис. 6, а). При нагрузках в диапазоне 95,57...120,76 Н (стадия II) наблюдали резкий скачок по глубине проникновения индентора и коэффициенту трения, что связано с оттеснением материала покрытия и вдавливанием его в подложку. Увеличение нагрузки более 120,76 Н (стадия III) приводит к резкому увеличению коэффициента трения и

глубины проникновения индентора, что, по-видимому, связано с вдавливанием материала покрытия в подложку и появлением первых шевронных трещин на дне царапины (отмечено пиками акустической эмиссии).

На рис. 6 видно, что по мере нарастания нагрузки покрытие вдавливается в материал подложки (стадия IV), что сопровождается образованием множественных шевронных (поперечных) трещин на дне царапины и интенсивным когезионным разрушением материала, образующегося на границе спекания порошка (см. рис. 6, б). Однако анализ результатов исследования показывает, что, несмотря на максимально допустимую нагрузку на индентор 200 Н, не зафиксированы скачки по глубине проникновения индентора, коэффициенту трения и акустической эмиссии, характерные для потери адгезионной связи системы покрытие–подложка (см. рис. 6, табл. 3).

Элементный анализ следов деформирования алмазным индентором показал, что имеются участки (точка 2), где покрытие деформировалось до материала подложки–железа. В основном покрытие (точка 1)

Таблица 3

Элементный состав покрытия в зоне механического контакта образца с индентором

Точка измерения	Содержание элемента, %		
	Ti	Fe	O
1	91,77 / 78,84	–	8,23 / 21,16
2	74,13 / 51,67	3,80 / 2,27	22,07 / 46,06

Примечание. См. примечание к табл. 2.

пластически деформируется с образованием поперечных трещин на дне канавки без отслоения (см. рис. 6, б, табл. 3). Результаты анализа показывают, что покрытие содержит 8...22 % ат. кислорода, но при этом отличается высокой пластичностью. Это подтверждает гипотезу о сверхпластичности нанокристаллических соединений титана с кислородом [8].

Заключение

При нанесении покрытия из порошка титана с использованием кумулятивно-детонационной технологии получено плотное покрытие при расходе компонентов горючей газовой смеси 2,3 и 6,3 м³ на 1 кг материала покрытия.

Покрытие состоит из деформированных частиц титана. Основными фазами в слое покрытия являются нанокристаллические соединения титана с кислородом и углеродом. Имеются также титан с гранцентрированной плотноупакованной решеткой ($a = 2,965 \text{ \AA}$), TiC с кубической решеткой ($a = 4,349 \text{ \AA}$) и TiO с кубической решеткой ($a = 4,027 \text{ \AA}$).

При деформировании алмазным индентором на максимально допустимую нагрузку 200 Н покрытие, несмотря на его высокую твердость до 1500 МПа, деформируется до материала подложки, не отслаивается и не разрушается. По-видимому, это обусловлено сверхпластичностью нанокристаллических соединений титана с кислородом.

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудова-

нием БелГУ "Диагностика структуры и свойств наноматериалов" в рамках госконтракта ФЦП № 02.552.11.7066.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Калачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСиС, 1999. 413 с.
2. Kawakita J., Kuroda S. et al. Dense titanium coatings by modified HVOF spraying // Surface Coating Technology. 2006. Vol. 201. № (3–4). P. 1250–1255.
3. Kim K.H., Watanabe M. et al. Microstructure observation on the interface between warm spray deposited titanium powder and steel substrate // Thermal Spray Crossing Borders: Int. Thermal Spray Conf. & Exposition ITSC 2008. Netherlands, 2008.
4. Bloese R.E. Spray forming titanium alloys using the cold spray process // Albuquerque. USA. 2005.
5. Rezaeian A., Chromik R. et al. Characterization of cold-sprayed Ni, Ti and Cu coating properties for their optimizations // Thermal Spray Crossing Borders: Int. Thermal Spray Conf. & Exposition ITSC 2008. Netherlands, 2008.
6. Bach Fr.-W. et al. Qualification of a modified triplex II plasma gun for processing of liquid precursors and wire – or powder shaped spray materials under controlled atmosphere // Thermal Spray Crossing Borders: Int. Thermal Spray Conf. & Exposition ITSC 2005. Switzerland, 2005.
7. Тюрин Ю.Н., Колисниченко О.В., Дуда И.М. Сравнительный анализ эффективности кумулятивно-детонационного и HVOF устройств для газотермического напыления покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 5. С. 27–33.
8. Karch J., Birringer R., Gleiter H. Ceramics ductile at low temperature // Nature. 1987. P. 556–558.

Уважаемые читатели!

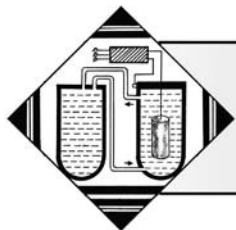
Продолжается подписка
на научно-технический и производственный журнал
"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

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

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

Россия, 107076, Москва, Стромьинский пер., д. 4,
ООО "Издательство Машиностроение",
редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".
Тел.: (499) 268-40-77. Факс (499) 269-47-98.
E-mail: utp@mashin.ru. <http://www.mashin.ru>



УДК 621.921.029

В.М. Бойко, Р.А. Физулаков (ОАО "Комсомольское-на-Амуре
авиационное производственное объединение им. Ю.А. Гагарина")
E-mail: fizulakov@rambler.ru

Возможности применения нанопокровтий на основе эпиламов для повышения функционального качества поверхности изделий

Проведен анализ применения эпиламов для изменения функциональных свойств поверхности, дано обоснование эффекта его действия, изложен опыт применения на предприятии в технологических процессах.

Ключевые слова: эпилам, функциональное качество поверхности, краевой угол смачивания, поверхностный потенциал, нанопокровтие, износ поверхности.

The analysis of application epilams for change of functional properties of a surface is lead, the substantiation of effect of his action is given, experience of application at the enterprise in technological processes is stated.

Keywords: epilam, functional quality of a surface, contact wetting angle, superficial potential, nanocoverings, surface deterioration.

Функциональные качества деталей, а также и самих изделий во многом зависят от функциональных свойств поверхностей этих деталей. Потери энергии перемещения деталей в работе устройства зависят от трения поверхностей. Коррозия машин начинается с поверхности их деталей. И наконец, дизайн устройств во многом определяет состояние их поверхности.

Отделке поверхности уделяется большое внимание в технологии изготовления деталей. Любая технология изготовления заканчивается упрочнением и нанесением на поверхность органического или металлического покрытия. Одним из современных видов покрытий, имеющих многофункциональное назначение, является эпиламирование.

Процесс эпиламирования заключается в нанесении на поверхность пленок *поверхностно-активного вещества* (ПАВ) из раствора. На поверхности изделия после испарения образуется тонкая пленка (40...100 Å) ПАВ [1].

Термин "эпилам" изначально определял составы веществ, которые применяли для нанесения в узлах трения для предотвращения вытекания масла из области контакта. Эпиламы известны с 1920-х годов, но результаты их применения были неэффективны. В 1970-е годы в результате совершенствования составов удалось добиться более высоких результатов. Широкое применение в мировой практике получили эпиламы марок: Эфрен-1, Эфрен-5 (СССР); Films,

Areatol, Fixadrop-B (Швейцария); Stop-oil (Япония) и др. Все они имели существенный недостаток — температура эксплуатации не более 200 °С.

Позднее в *Государственном институте прикладной химии* (НПО ГИПХ) (г. Санкт-Петербург) были разработаны новые эпиламы с ПАВ на основе соединений с полным или частичным замещением атомов водорода в гидрофобных радикалах атомами фтора. Эти эпиламы представляют собой растворы фторсодержащих ПАВ в легкоиспаряющихся растворителях.

При нанесении раствора на поверхность объекта обработки происходит ориентированная адсорбция ПАВ, при этом обеспечивается структура покрытия, в которой полярная часть молекулы адсорбируется поверхностью, а гидрофобная — направлена от нее. В результате высокая поверхностная энергия тела объекта заменяется на низшую поверхностную энергию гидрофобного радикала ПАВ. В качестве растворителя в большинстве растворов используют хладон.

Благодаря высокой проникающей способности раствора, эпилам попадает в микротрещины и поры, выгоняя влагу и атомарные O₂, H₂, которые являются концентраторами напряжений и заполняют вершины микротрещин [2].

Из разработанных НПО ГИПХ составов наибольшее применение нашли следующие составы: 6СФК-180-05, Эфрен-К марка Н2, фамизон.

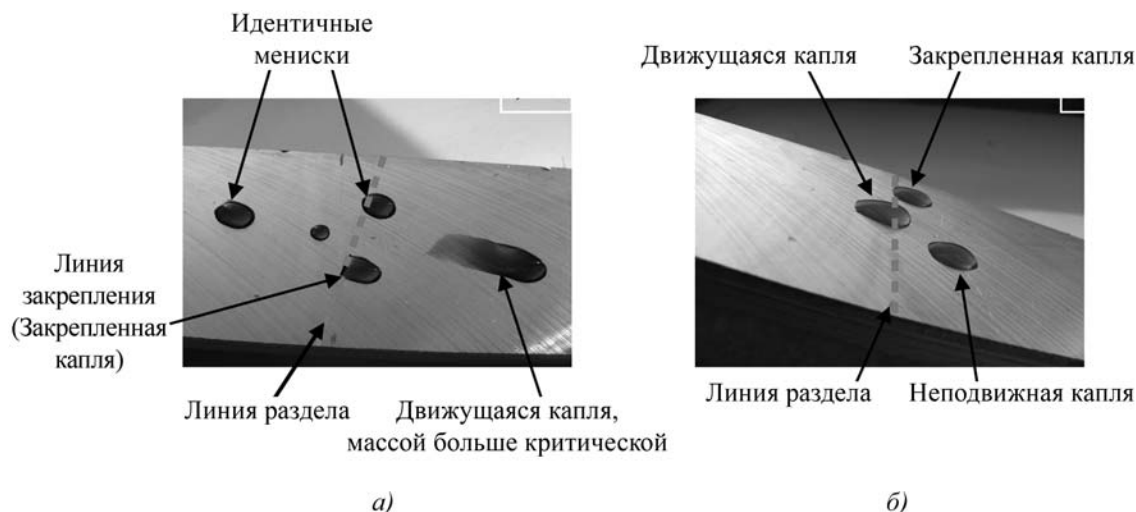


Рис. 1. Изменение реологических свойств жидкостей:
а – минеральное масло; б – подкрашенная вода

Позднее в НИИ "Часпром" был разработан ряд эпиламирующих составов, использующих в качестве растворителя спирты. Применение спирта позволило увеличить толщину покрытия. Разработано девять составов различного назначения [3].

Все эпиламы обеспечивают многофункциональные свойства: снижают коэффициент трения и поверхностную энергию; предохраняют поверхности от проникновения влаги и коррозии; хорошо удерживаются на поверхности различных материалов; предотвращают адгезию к поверхности других (лакокрасочных) покрытий и загрязнение, а также имеют незначительную толщину (40...100 Å) и бесцветны.

Но каждая марка эпиламы в отдельности имеет выраженные свойства в соответствии с предназначением. Так, эпиламы 6СФК-180-05, 3МП-1–3МП-3 снижают коэффициент трения в 2–10 раз, хорошо удерживают смазку, имеют высокую проникающую способность. Основное их назначение – уменьшение налипания материала и износа инструмента при механической обработке режущим и деформирующим инструментами [4, 5], а также износа деталей подвижных механизмов.

Изменение поверхностных свойств веществ можно проследить на простом опыте. Одну половину поверхности образцов обработали эпиламом, а другая осталась без покрытия. На обе части образцов нанесли одинаковые капельки жидкостей: минерального масла (рис. 1, а) и подкрашенной воды (рис. 1, б). Выявлено, что обе жидкости идентично проявляют свои реологические свойства. В горизонтальном положе-

нии поверхности образца они образуют неодинаковый мениск.

На эпиламированной поверхности капля растекается, образуя мениск с малой кривизной и углом смачивания больше 90°, а при слиянии капли образуют единый объем. На не покрытой эпиламом поверхности капли имеют большую высоту и угол, близкий к 90°, а при слиянии стремятся сохранить свою форму. При наклоне образца на 30° капли на эпиламированной поверхности скользят без смачивания и закрепляются задним фронтом за линию раздела покрытия. Капли на непокрытой поверхности при наклоне на 30° остаются неподвижными и начинают двигаться по наклону при угле в 2 раза большем, смачивая поверхность тонким слоем жидкости.

Мерой смачивания в соответствии с законом Кассье считается величина $\cos \alpha$ (рис. 2), определяемая по уравнению

$$\cos \alpha = \frac{\sigma_{т-г} - \sigma_{т-ж}}{\sigma_{ж-г}}$$

где α – краевой угол смачивания;

$\sigma_{т-г}$ – *поверхностный потенциал* (ПП) на границе раздела твердое тело–газ;



Рис. 2. Угол смачивания поверхности:
а – смачиваемой; б – гидрофобной

$\sigma_{т-ж}$ – ПП на границе раздела твердое тело–жидкость;

$\sigma_{ж-г}$ – ПП на грани раздела жидкость–газ.

Плоская поверхность капли и большой угол смачивания определяют случай, называемый явлением отсутствия смачивания и несмачивания. При этом поверхностная энергия $\sigma_{т-ж}$ становится близкой к $\sigma_{т-г}$. Жидкость приобретает возможность к повышенной подвижности по твердой поверхности. Величина поверхностной энергии в значительной мере предопределяет смачивание, прилипание, склеивание, трение, сваривание и т.д.

При нанесении эпилама, исходя из закона Кассье, меняется величина поверхностной энергии, поверхность не смачивается жидкостью, в то же время жидкость лучше растекается по поверхности. Если в качестве жидкости рассматривать смазку, то она собирается в виде капель-резервуаров и удерживается на границе эпиламированная поверхность–поверхность контртела. При контактном вытеснении быстро заполняет освободившееся пространство и проникает в капилляры. Этим явлением объясняется уменьшение износа поверхности деталей.

Эпиламирование хорошо сочетается и дополняет другие виды упрочняющей обработки инструмента. Сочетание износостойких покрытий из нитридов и карбидов титана, алюминия, циркония и последующее эпиламирование повышает сопротивляемость изнашиванию инструмента [6]. Этот опыт следует распространить на покрытия деталей машин, работающих в условиях изнашивания, а также на покрытия, нанесенные химико-термической и гальванической обработкой.

Хорошие результаты показала магнитная упрочняющая обработка, проведенная совместно с эпиламированием. При этом улучшается не только износостойкость инструмента, но и повышается прочность за счет увеличения проникновения эпилама в микротрещины в результате действия магнитострикции [7].

Одним из методов повышения эксплуатационных свойств абразивного инструмента является импрегнирование (пропитка) различными составами. Одним из составов, качественно влияющим на процесс шлифования, является пропитка абразивных кругов эпиламами на основе фторсодержащих ПАВ, в частности композицией 6СФК-180-05. В результате импрегнирования поверхности зерен и связки покрываются тонкой пленкой, за счет этого существенно снижаются внутренние напряжения в массе круга, а также изменяются физико-технические свойства [8].

Изменение свойств выражается в снижении силы трения и молекулярного взаимодействия материалов инструмента и обрабатываемой детали, в результате

уменьшается "засаливание" абразивного инструмента. Но наибольший эффект заключается в том, что после эпиламирования резко повышается капиллярность абразивного круга. Он пропитывается *смазочно-охлаждающей жидкостью* (СОЖ) в течение минуты.

В процессе шлифования на рабочей поверхности абразивного инструмента образуется тонкий слой (пленка) СОЖ, который предохраняет абразивные зерна и мостики связки от воздействия высоких температур и давлений, а также способствует очищению рабочей поверхности от продуктов износа. Кроме того, подача СОЖ по капиллярам непосредственно в контактную зону резания предотвращает прижоги поверхности обрабатываемой детали.

Изменение капиллярности абразивного инструмента также объясняется изменением энергии поверхности и через нее краевого угла смачивания. Высота подъема жидкости в капиллярной щели определяется по формуле Жюрена

$$h = \frac{2\sigma\cos\alpha}{\rho q},$$

где h – высота подъема или опускания;

σ – поверхностное натяжение;

δ – ширина щели;

ρ – плотность жидкости;

q – ускорения силы тяжести.

Исходя из формулы, высота подъема жидкости в капиллярах твердого тела напрямую зависит от энергетического потенциала поверхности.

Проведенное опытное опробование постановки болтов с натягом показало, что сила затягивания болтов, покрытых эпиламом, меньше, чем с рекомендованной НИАТ технологической смазкой ППУ. Хорошие результаты получены при демонтаже плотных соединений, а также соединений, имеющих повреждение коррозией. Эпилам проникает в мельчайшие щели, вымывает продукты износа, смазывает поверхности.

Эпиламы марок Эфрен-К, 3МП-4–3МП-6 предназначены для гидрофобной обработки поверхности материалов. Эпилам Эфрен-К марки Б2 рекомендуется для обработки плат печатного монтажа вместо полиуретановых лаков типа УР и других лаков, превосходящих по влагозащите во много раз. Эпилам также защищает электрические платы от электрохимической коррозии, не мешает пайке и ремонту.

Эпилам Эфрен-К марки Н2 предназначен для защиты от коррозии изделий из черных и цветных металлов. При нанесении на поверхность образует бесцветную, невидимую пленку толщиной до 100 Å.

Эпилам можно наносить на неокрашенную, а также окрашенную или с химическим покрытием поверхность. Но при этом следует учитывать, что на эпиламированную поверхность лакокрасочные покрытия невозможно нанести без механической зачистки.

Проведенные ВИАМом испытания показали, что наиболее эффективно Эфрен-К марки Н2 защищает алюминиевые сплавы. Состояние поверхности не изменилось в тропической камере в течение 200 ч, а в камере соляного тумана – в течение 100 ч.

Благодаря хорошим антифрикционным качествам, этот состав также рекомендуется для покрытия деталей в узлах трения и в качестве твердой смазки в технологических процессах. В сравнении с 6СФК-180-0,5 это покрытие имеет большую толщину и при абразивном износе способно работать более длительное время. Так, при использовании покрытия на закладных деталях при прессовании изделий из пресс-порошков получают более качественные детали.

Эпиламирующее покрытие можно наносить кистью, помпоном, распылением или окунанием. Выбор способа нанесения определяется свойствами и размерами изделий. После нанесения покрытия на поверхность рекомендуется сушка при комнатной температуре в течение 8 ч или прогревание при температуре 100...150 °С в течение 1 ч. Перед нанесением покрытия поверхность изделия необходимо очистить от загрязнений и обезжирить. Специальных требований к шероховатости поверхности не предъявляется, она должна соответствовать функциональному назначению.

Проведенные исследования показали, что наиболее полно положительные качества применения эпиламирующего покрытия можно увидеть на примере пресс-форм для изготовления резинотехнических изделий. Для того чтобы обеспечить гладкую глянцевую поверхность изделия, пресс-форма должна иметь не только идеальную поверхность, но и быть износостойкой и не залипать с резиной. Для повышения износостойкости пресс-форм и хорошей идентификации деталей используются специальные химические покрытия и смазки.

Для обеспечения хорошего съема резиновых изделий из пресс-форм на предприятиях используют силиконовые смазки и композицию К-21, но на некоторых типах деталей и отдельных марках резины эти смазки не обеспечивают необходимого качества деталей. Имеют место такие дефекты, как залипание и вырыв с поверхности резины, а также искажение поверхности.

Испытания проводили на пресс-формах, имеющих проблему залипания резины к поверхности. Сравнивали количество запрессовок и годных дета-

лей, полученных с применением штатных смазок и эпиламирующего состава 6СФК-180-05.

Покрытие пресс-формы эпиламирующей композицией проводили путем промазки кистью (два раза) без термообработки, так как в технологический цикл входит прогрев пресс-форм перед запрессовкой резины. По количеству запрессовок эпиламирующее покрытие незначительно превосходит композицию К-21, но выход годных деталей увеличился в 1,5–3 раза за счет высокого качества поверхности. Особенно хорошие результаты получены при изготовлении тонкостенных манжет. А при дополнительной, перед каждой запрессовкой, протирке пресс-формы салфеткой, слегка смоченной силиконовой смазкой, период использования без полировки увеличился во много раз.

Хорошие результаты получены на пресс-формах с упрочняющими химическими покрытиями. Так, на пресс-форме с азотированной поверхностью не было выхода годных изделий по причине залипания резины ИРП-1287 к азотированной поверхности. После нанесения состава 6СФК-180-05 было сделано семь запрессовок без залипания резины. Таким образом, высокая поверхностная энергия износостойкого покрытия была изолирована от молекулярного сцепления с резиной наноразмерным покрытием эпилама.

Лабораторные испытания физико-механических свойств образцов резины, изготовленных в пресс-формах с эпиламирующим покрытием и без него, показали идентичность свойств, так как покрытие химически инертно в условиях вулканизации. На основании проведенных исследований и продолжительного опыта работы с пресс-формами для резинотехнических изделий с эпиламирующим покрытием выявлено, что в сравнении с другими смазками оно не искажает формы, размеров и физико-механических свойств изделий; обеспечивает хороший съем изделий и глянец на поверхности; снижает энергетический потенциал твердых металлических покрытий, а вместе с ним и адгезию поверхности пресс-формы; может применяться самостоятельно в качестве смазки, но лучшие результаты дает в сочетании с микрослоем силиконовой смазки.

Заключение

Многолетний опыт работы с эпилами на основе фторсодержащих ПАВ позволяет судить об их эффективности в различных технологических процессах. Нанопокртия на основе эпиламов существенно меняют функциональные характеристики поверхности объектов, а вместе с ними и характер процессов, происходящих на поверхности. Изменение характери-

стик происходит за счет того, что сформированное нанопокрывание снижает поверхностную энергию на поверхности объекта, это позволяет изменить смачивание, адгезию, предотвращает растекание смазочных и технологических жидкостей из зоны контакта, предохраняет металлические поверхности от коррозии, снижает затраты на трение за счет уменьшения коэффициента трения в 2–10 раз.

Высокая проникающая способность, выше нормы в 5–6 раз, позволяет пропитывать эпиламом мелкопористые поверхности, гальванические покрытия, вытесняя влагу и газы. Кроме того, покрытие характеризуют такие показатели качества, как малая толщина (40...100 Å), бесцветность, прозрачность, оно несмываемо, термостабильно до 400 °С, химически инертно, гидрофобно, не токсично, выдерживает давление до 3500 Па, легко наносится на поверхности и сочетается с другими способами инженерии поверхности. Эти качества позволяют применять эпилирующие покрытия в любой отрасли техники и хозяйственной деятельности от производства электроники и часов до транспортировки нефти по трубам.

Вместе с тем следует отметить, что эпилирующие покрытия применяются не достаточно широко, как необходимо. Они используются на отдельных предприятиях и в ограниченном объеме в основном для интенсификации технологических процессов. Непосредственно как покрытие конструкций используются редко. Редкое использование является следствием недостаточности исследований свойств и отсутствия отраслевых рекомендаций по применению. Авиационная промышленность не является исключением. Для того чтобы эти покрытия заняли соответ-

ствующую нишу в авиационном производстве, необходимо проведение исследований, выявление областей применения и разработка рекомендаций по использованию.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Киричек А.В., Звягина Е.А. Эпиламирование – нанотехнология для повышения эффективности механической обработки // Справочник. Инженерный журнал. 2007. № 2. С. 15–18.
2. Хрипунов В.В., Медведовских Т.В. и др. Работоспособность инструмента, упрочненного методом эпиламирования // Вестник машиностроения. 2000. № 5. С. 62–63.
3. Пат. 2215766 РФ, МПК⁷ С 09 Д 171/02, С 23 С 22/02. Состав для нанесения защитной молекулярной пленки / О.Г. Андреева, Н.Н. Лукоянов, Н.А. Романова, Н.А. Рябинин; опубл. 10.11.03.
4. Силуанов А.Е., Хлынов В.А. Эпиламированный инструмент и области его применения // Авиационная промышленность. 1985. № 12. С. 35.
5. Гулянский Л.Г. Применение эпиламирования для повышения износостойкости изделий // Трение и износ. 1992. Т. 13. № 4. С. 695–701.
6. Мигранов М.Ш., Шустер Л.Ш. Пути повышения эффективности механической обработки резанием // Технология машиностроения. 2004. № 5. С. 19–22.
7. Пат. 2213152 РФ, МКИ В 23 Р 15/00, В 32 Р 15/23. Способ упрочнения металлообрабатывающего инструмента магнитной обработкой / В.М. Бойко. № 348668; заявл. 22.10.01; опубл. 27.09.07, Бюл. № 27.
8. Гарбар И.И., Кисель А.С. и др. Природа и механизмы действия эпиламов при трении. Влияние эпиламирования на структуру и поверхностную энергию металла // Трение и износ. 1990. Т. 11. № 5. С. 792–800.



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

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

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

Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*

Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*

Сдано в набор 07.06.11 г. Подписано в печать 01.08.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,87. Заказ 541. 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