ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 13
2017
№ 7 (151)
июль

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" **39269**) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Балдаев Л.Х., Хамицев Б.Г., Балдаев С.Л., Прокофьев М.В. Влияние технологических параметров процесса детонационного напыления оксида алюминия на полиморфные превращения при формировании покрытия 291

Михальченков А.М., Локтев А.А., Михальченкова М.А. Влияние технологии двухслойной наплавки низкоуглеродистыми электродами на интенсивность изнашивания и ресурс восстановленных плужных лемехов 296

Мокрицкий Б.Я., Соловьёв В.А., Саблин П.А. Управление эксплуатационными свойствами металлорежущего инструмента с использованием арсенала упрочняющих воздействий 299

Федоров С.К., Федорова Л.В., Иванова Ю.С., Карпухин С.Д. Повышение износостойкости стальных деталей электромеханической обработкой 305

Чекалова Е.А. Исследование строения дискретного оксидного покрытия на быстрорежущем и твердосплавном инструменте 309

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Щедрин А.В., Есов В.Б., Алешин В.Ф., Климочкин К.О., Косарев И.В., Чихачева Н.Ю. Повышение эффективности комбинированного дорнования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности отверстия обрабатываемой заготовки 314

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Кукареко В.А., Григорчик А.Н., Белоцерковский М.А., Сосновский А.В. О природе формирования метастабильной аустенитной структуры при газотермическом напылении высокохромистой стали мартенситного класса 95Х18 318

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Балакай В.И., Арзуманова А.В., Старунов А.В., Мурзенко К.В. Свойства композиционного гальванического покрытия никель—кобальт—оксид кремния 323

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Габитов И.И., Сайфуллин Р.Н., Валиев А.Р. Упрочнение клапанных узлов электрогидравлических форсунок дизелей при ремонте 328

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, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2017

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 13
2017
№ 7 (151)
July

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue "Pressa Rossii" **39269**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Baldaev L.Kh., Khamitsev B.G., Baldaev S.L., Prokofjev M.V. Influence of technological parameters of process of a detonation spraying of aluminum oxide on polymorphic transformations when forming a coating 291

Mikhalchenkov A.M., Loktev A.A., Mikhalchenkova M.A. Influence of technology of two-layer surfacing with low-carbonity electrodes on wear intensity and resource of restored ploughshares 296

Mokritskiy B.Ya., Solov'yov V.A., Sablin P.A. Management of operational properties of cutting tool with using the reinforcing effects arsenal 299

Fedorov S.K., Fedorova L.V., Ivanova Yu.S., Karpukhin S.D. Increase of wear resistance of steel parts by the electromechanical surface hardening 305

Chekalova E.A. Investigation of the structure of a discrete oxide coating on a high-speed and hard-alloy tool 309

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Shedrin A.V., Esov V.B., Aleshin V.F., Klimochkin K.O., Kosarev I.V., Chikhacheva N.Yu. Improving the efficiency of the combined burnishing due to regular microgeometry surface of the workpiece hole 314

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Kukareko V.A., Grigorchik A.N., Belotserkovsky M.A., Sosnovsky A.V. Nature of formation of metastable austenitic structure during thermal spraying of high-chromium martensitic steel 95Cr18 318

POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

Balakai V.I., Arzumanova A.V., Starunov A.V., Murzenko K.V. Properties of the composite galvanic coating of nickel—cobalt—silicon oxide system 323

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Gabitov I.I., Saifullin R.N., Valiev A.R. Strengthening of electrohydraulic injectors valve assemblies of diesel engines at repairing 328

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, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2017

УДК 621.793

Л.Х. Балдаев, Б.Г. Хамицев, С.Л. Балдаев
(ООО "Технологические системы защитных покрытий", г. Москва),
М.В. Прокофьев
(Московский авиационный институт — научно-исследовательский университет "МАИ")
E-mail: neuimin@tspc.ru

Влияние технологических параметров процесса детонационного напыления оксида алюминия на полиморфные превращения при формировании покрытия

Проведено исследование влияния некоторых параметров процесса детонационного напыления оксида алюминия на ход полиморфных превращений в нем и на механические свойства покрытий. Установлена неоднородность модификационного состава покрытий как по толщине слоя, так и по диаметру пятна напыления. Разработана общая схема получения покрытий из Al_2O_3 с переменным фазовым составом по толщине слоя.

Ключевые слова: *детонационные покрытия, полиморфные превращения, пятно напыления, стеклофаза, модификационный состав, скорострельность.*

Influence of some parameters of detonation spraying of aluminium oxide on polymorphous transformations of aluminum oxide and on mechanical properties of coatings were investigated. It was found that non-uniformity of modification coatings composition is present as over the layer thickness, well as over diameter of coating splat. General technique of thermal spraying of Al_2O_3 coating with a variable phase composition over the layer thickness was developed.

Keywords: *detonation coatings, polymorphous transformations, coating splat, glass phase, modification composition, rate of D-gun.*

Введение

Оксид алюминия является одним из наиболее распространенных материалов керамических покрытий, наносимых газотермическими методами напыления. Данный материал широко применяется в авиационной промышленности, энергетике, судостроении и других областях машиностроения, где к изделиям предъявляются требования повышенной теплостойкости, износостойкости, коррозионно-стойкости, а также наличия диэлектрических свойств.

Механизму полиморфных превращений при формировании покрытий из оксида алюминия посвящено множество публикаций, однако из-за сложности происходящих при этом процессов он еще изучен недостаточно. В ходе исследований, представленных в работах [1—3], изучался фазовый состав газотермических покрытий из Al_2O_3, исследовалось влияние степени нагрева частиц исходного порошка и условий их охлаждения при формировании слоя покрытия на полиморфные изменения в материале напыляемого покрытия.

Процесс детонационного напыления характеризуется весьма значительным числом параметров, определяющих как энергетическое состояние напыляемых частиц, так и условия их охлаждения при попадании на подложку. В работах [4, 5] механизм полиморфных превращений в напыляемом оксиде алюминия изучался более детально. Исследовалось влияние ряда технологических параметров процесса детонационного нанесения Al_2O_3 на модификационный состав и связанные с ним свойства покрытий. В настоящей работе данные исследования были продолжены в отношении других параметров.

Используемое оборудование и материалы

Покрытия из оксида алюминия наносили с помощью автоматической детонационной установки "Обь". Конструкция установки позволяет изменять ее скорострельность с одного до шести выстрелов в секунду. Установка оснащена манипулятором, обеспечивающим вращение и возвратно-поступательное перемещение напыляемой детали с различной скоростью.

В качестве исходного порошкового материала использовали оксид алюминия марки M 105 SFP фирмы Metco, микрошлифовальный порошок марки 25A (ТУ 3980-075-00224450—99) с зернистостью F 400.

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) проводили на рентгеновском аппарате ALR X'TRA (Thermo-Fisher Scientific, Швейцария) с медным анодом (Cu K_α). Для определения количественного содержания модификаций Al_2O_3 использовали программу количественного рентгеноструктурного анализа SIROQUANT V3.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе типа Axiovert 40 MAT.

Механические свойства покрытий после напыления оценивали по прочности сцепления с подложкой ($\sigma_{сц}$), определяемой по штифтовой методике на партии образцов из 5...7 штук, твердости по Виккерсу (HV 5), а также измерением микротвердости по толщине слоя на автоматическом микротвердомере ZHVμ-AF (Германия).

Результаты исследований

Исследовали фазовый состав покрытий из Al_2O_3 и их твердость в различных местах пятна напыления [5]. Было установлено, что из-за различных условий теплоотвода при формировании покрытия модификационная картина от центра к периферии пятна неоднородна.

Были также обнаружены различия в объемном содержании α-, γ-Al_2O_3 и аморфной составляющей при увеличении толщины слоя в центре пятна с 0,05 до 0,12 мм.

В практике напыления покрытий из оксида алюминия весьма часто возникает необходимость получения слоя значительной толщины — до 1,5...2,0 мм. При этом с ростом толщины слоя скорость охлаждения расплавленных частиц, попадающих на напыляемую поверхность, может изменяться весьма значительно, что должно отразиться на количественном соотношении модификаций Al_2O_3 и, соответственно, на механических свойствах покрытия.

Для изучения изменения фазового состава по толщине нанесенного слоя покрытие напыляли на неподвижные стальные пластины размером 40×32×6 мм. При этом максимальная толщина слоя наблюдалась в нижней части пятна напыления и составляла 1,75...1,90 мм. Характерная кратерообразная форма пятна напыления (рис. 1) обусловлена гранулометрическим составом исходного порошка и радиальным способом его ввода в ствол детонационной установки. Покрытия наносили при скорострельностях 4 и 2 выстр./с за 400 выстрелов без перерывов.

После получения пятна напыления проводили РФА его поверхности (площадка 0 на рис. 1). Затем покрытие подвергали четырехкратной шлифовке на плоскошлифовальном станке. При каждой шлифовке снимали слой толщиной около 0,5 мм, после чего проводили

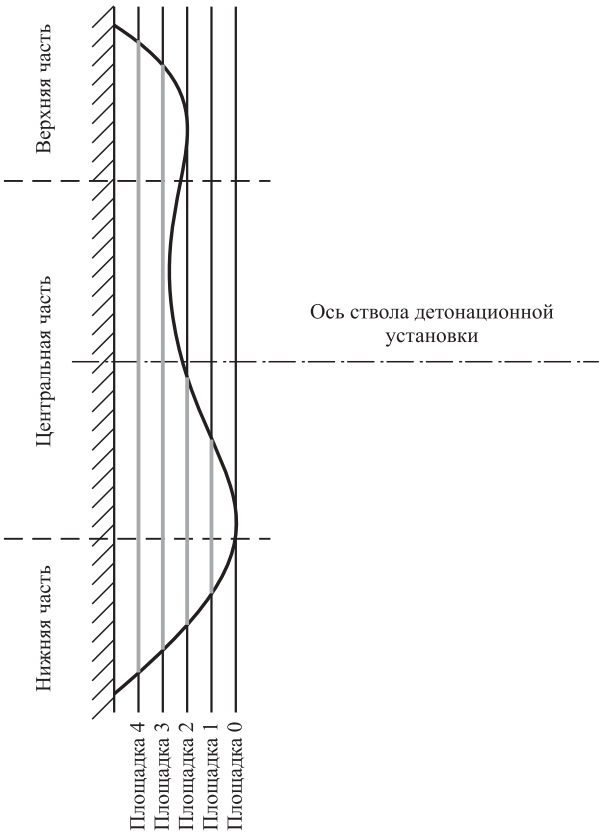


Рис. 1. Характерная форма пятна напыления покрытия из Al_2O_3, получаемого за 400 выстрелов детонационной установки, и расположение площадок, образующихся после каждой из четырех шлифовок

РФА поверхности площадки и измеряли твердость покрытия. При каждой шлифовке размеры плоской площадки увеличивались. Если после первой шлифовки (площадка 1 на рис. 1) измерять твердость и провести РФА можно было только в нижней части пятна напыления, то после третьей шлифовки (площадка 3 на рис. 1) появилась возможность измерить твердость и исследовать фазовый состав в нижней, центральной (на расстоянии до 5 мм от центра) и верхней частях. Таким образом, в наиболее утолщенной нижней части пятна удалось провести РФА покрытия на пяти уровнях (уровни 0...4), а измерение твердости по Виккерсу — только на четырех уровнях (уровни 1...4), так как площадка с уровнем 0 — необработанная поверхность.

В табл. 1 представлены результаты исследования фазового состава покрытий и измерения твердости по толщине слоя в верхней, центральной и нижней областях пятна напыления при различной скорострельности детонационной установки. Из табл. 1 следует, что полиморфный состав покрытий и их твердость изменяются как по толщине слоя, так и по диаметру пятна напыления. Средняя твердость в центре пятна существенно выше, чем в периферийной части, несмотря на повышенное содержание γ-Al_2O_3, причем данная тенденция

Таблица 1

Изменение фазового состава и твердости покрытия из Al_2O_3 по толщине напыленного слоя и по диаметру пятна напыления

Скорострельность, выстр./с	Область пятна напыления	Площадка 0, 1,9 мм от подложки				Площадка 1, 1,5 мм от подложки				Площадка 2, 1,0 мм от подложки			
		α-Al_2O_3	γ-Al_2O_3	Стеклофаза	HV 5	α-Al_2O_3	γ-Al_2O_3	Стеклофаза	HV 5	α-Al_2O_3	γ-Al_2O_3	Стеклофаза	HV 5
4	Верхняя часть	8,4	45,9	45,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	Центральная часть	5,2	49,0	45,8	—	—	—	—	—	—	—	—	$1173^{\pm51}$
	Нижняя часть	19,0	49,5	31,5	—	19,5	40,1	40,4	$1199^{\pm47}$	12,3	43,9	43,8	$1125^{\pm57}$
2	Верхняя часть	12,0	49,0	39,0	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	Центральная часть	6,3	49,3	44,5	—	—	—	—	—	—	—	—	$1169^{\pm39}$
	Нижняя часть	27,6	40,2	32,2	—	21,1	43,2	35,6	$1052^{\pm55}$	14,9	41,4	43,7	$969^{\pm38}$

Скорострельность, выстр./с	Область пятна напыления	Площадка 3, 0,5 мм от подложки				Площадка 4, 0,2 мм от подложки			
		α-Al_2O_3	γ-Al_2O_3	Стеклофаза	HV 5	α-Al_2O_3	γ-Al_2O_3	Стеклофаза	HV 5
4	Верхняя часть	10,0	42,0	48,0	$987^{\pm75}$	4,1	48,2	47,7	$1042^{\pm27}$
	Центральная часть	1,8	47,6	50,6	$1199^{\pm66}$	3,8	47,9	48,3	$1230^{\pm45}$
	Нижняя часть	3,1	47,0	49,9	$1106^{\pm59}$	14,8	40,6	44,6	$1120^{\pm36}$
2	Верхняя часть	14,0	39,7	46,3	$885^{\pm29}$	6,3	45,5	48,2	$949^{\pm52}$
	Центральная часть	4,3	45,1	50,3	—	5,8	46,3	48,0	$1068^{\pm24}$
	Нижняя часть	6,9	44,6	48,5	$972^{\pm32}$	20,0	37,9	22,1	$979^{\pm22}$

сохраняется после каждой шлифовки и при изменении скорострельности детонационной установки.

Следует иметь в виду, что на твердость покрытия может оказывать влияние ряд факторов:

гранулометрический состав исходного порошкового материала, от которого зависит энергетическое состояние частиц на выходе из ствола — их температура и скорость;

количественное соотношение модификаций Al_2O_3 в определенной части слоя покрытия, которое, в свою очередь, зависит от условий охлаждения напыляемого материала при формировании покрытия;

распределение частиц порошка по размерам при подлете к подложке, связанное с тем, что более мелкие частицы из-за малой инерционности сносятся потоком газов к периферии пятна напыления. Это может приводить к существенному снижению скорости частиц и повышению пористости покрытия.

На рис. 2 представлены диаграммы количественного соотношения

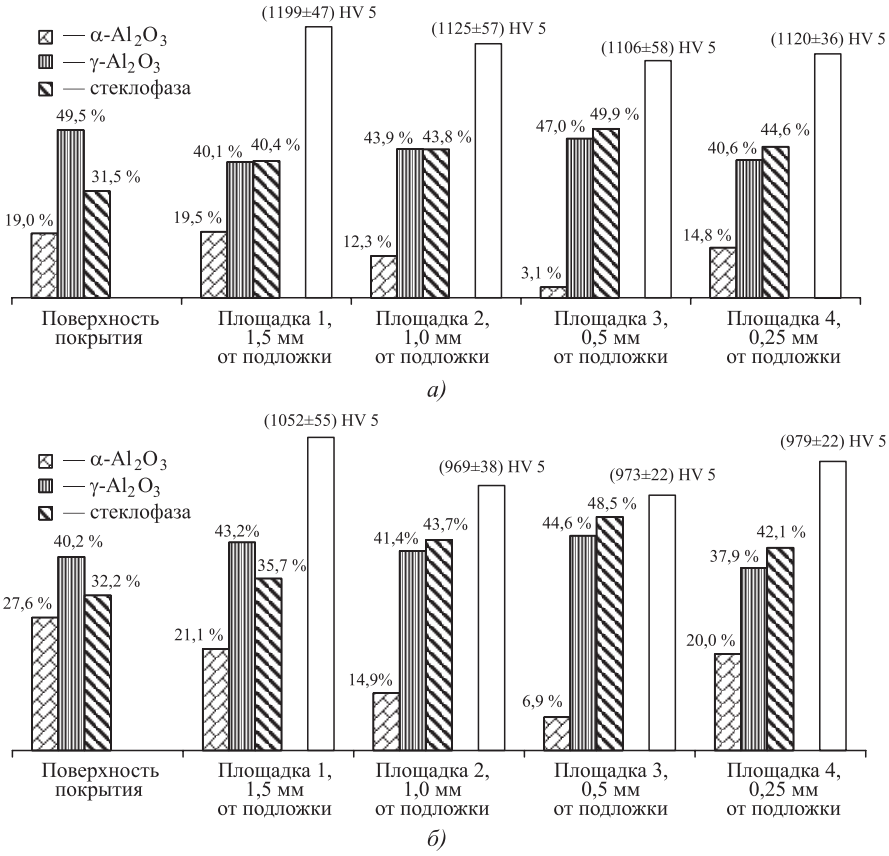


Рис. 2. Изменение объемного содержания модификаций Al_2O_3 и твердости покрытия по толщине слоя в нижней части пятна напыления:
а — скорострельность 4 выстр./с; *б* — скорострельность 2 выстр./с

α-, γ-Al_2O_3 и стеклофазы, а также соответствующего уровня твердости покрытия (HV 5) в нижней части пятна напыления после каждой из четырех его шлифовок. На исходной поверхности пятна (нешлифованной) проводили только РФА.

Сравнивая диаграммы при скорострельности детонационной установки 4 и 2 выстр./с, следует отметить схожесть характера изменения количества корундовой модификации Al_2O_3, аморфной составляющей и твердости покрытия по толщине слоя. Как при высокой, так и при низкой скорострельности в основном большему содержанию корунда соответствует более значительная твердость. В то же время заметен и более высокий уровень твердости при скорострельности 4 выстр./с. Сокращение промежутка времени между выстрелами затрудняет теплоотвод от подложки и способствует образованию более твердой корундовой модификации, а также стеклофазы, что согласуется с результатами, полученными в [5]. Таким образом, условия охлаждения при различной скорострельности оказывают влияние как на фазовый состав, так и на механические свойства покрытий.

Полученные результаты исследований могут быть весьма полезными при разработке процессов нанесения покрытий без перемещения поверхности напыления относительно ствола детонационной установки (напыление "в точку"). В случае когда габаритные размеры напыляемой поверхности оказываются менее диаметра пятна напыления, механические свойства покрытия в центральной и периферийных областях этой поверхности могут существенно различаться.

В практике детонационного напыления большинство процессов нанесения покрытия связано с перемещением или вращением напыляемой детали. Условия теплоотвода из зоны формирования слоя покрытия при этом значительно отличаются от условий охлаждения при напылении покрытия на неподвижную деталь. В связи с этим большой интерес представляет зависимость полиморфных превращений в наносимом оксиде алюминия и связанных с ними механических свойств покрытий от скорости перемещения подложки в процессе напыления. Для изучения влияния данного параметра на характеристики покрытия напыление проводили одновременно на штифтовые образцы для определения прочности сцепления покрытия с подложкой (рис. 3) и образцы для металлографических исследований, а также РФА.

Партия из пяти штифтовых образцов и плоское кольцо с пятью отверстиями устанавливали в специальной обойме (рис. 4).

Обойма закреплялась в патроне манипулятора и вращалась с различной частотой в процессе нанесения покрытия. После совместного напыления слоя толщиной 0,4...0,5 мм кольцо разрезали на фрагменты в це-

Рис. 3. Штифтовой образец для определения прочности сцепления покрытия с подложкой:
1 — втулка; *2* — конический штифт; *3* — стопорная гайка

лях получения образцов для проведения металлографических и рентгенофазовых исследований. Скорость перемещения напыляемой поверхности в средней части обоймы (на диаметре 110 мм) составляла 40,3 и 127,7 мм/с. При скорострельности детонационной установки 4 выстр./с напыляемая поверхность за промежуток времени между двумя выстрелами перемещалась в первом случае примерно на половину диаметра ствола (около 10 мм), а во втором — более чем на два диаметра. Поэтому интенсивность охлаждения частиц порошка, попадающих на подложку, была различной и полиморфные превращения при формировании слоя покрытия также протекали по-разному, что отразилось на механических свойствах покрытий (табл. 2).

Как следует из табл. 2, даже незначительная разница в суммарном содержании α-Al_2O_3 и стеклофазы приводит к весьма заметным изменениям механических характеристик покрытий, особенно прочности сцепления с подложкой.

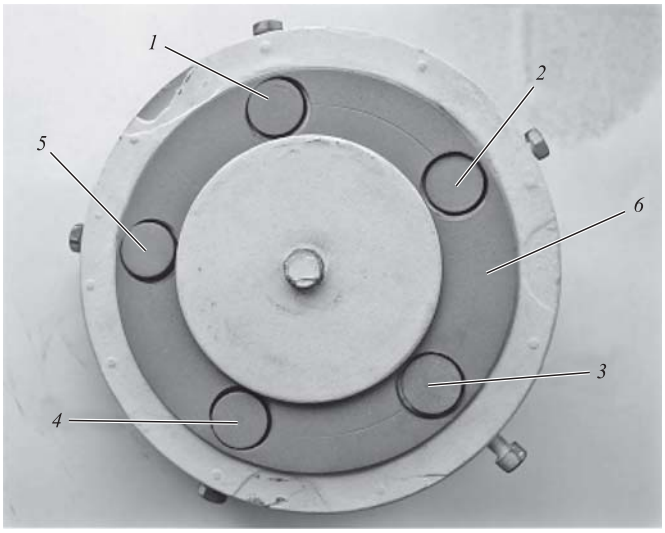


Рис. 4. Обойма для совместного напыления покрытия на штифтовые образцы и плоское кольцо:
1...5 — штифтовой образец; *6* — плоское кольцо

Таблица 2

Механические характеристики и фазовый состав покрытий из Al_2O_3 при различных скоростях перемещения подложки в процессе напыления

Скорость перемещения подложки, мм/с	Средняя прочность сцепления покрытия с подложкой, МПа	Средняя твердость по Виккерсу HV 5		Содержание α-Al_2O_3, %	Объемное содержание γ-Al_2O_3, % об.	Содержание стеклофазы, % об.
		на кольце	на штифтовых образцах			
40,3	25,3 ± 0,7	1105 ± 26	1015 ± 32	1,1	53,1	45,8
172,7	41,9 ± 3,8	977 ± 54	929 ± 39	6,0	54,4	39,6

Твердость покрытий определяли как на кольцах (после их разрезания на фрагменты для подготовки шлифов), так и на торцевой поверхности штифтовых образцов после определения прочности сцепления с подложкой. Следует отметить, что из-за различия в условиях отвода тепла из зоны формирования слоя уровень твердости покрытий на штифтовых образцах при одной и той же скорости перемещения подложки несколько ниже.

По-видимому, монолитное кольцо во время напыления нагревалось до более высокой температуры, чем отдельно закрепленные в обойме штифтовые образцы, что приводило к меньшей скорости охлаждения расплавленных частиц порошка, попадающих на его поверхность. Таким образом, на механические свойства покрытий оказывает влияние не только скорость перемещения подложки, но и масса детали, а также размеры напыляемой поверхности. Из полученных результатов следует, что при нанесении покрытия из Al_2O_3 на движущуюся подложку целесообразно на начальном этапе вести процесс таким образом, чтобы при каждом выстреле единичное пятно напыления ложилось на напыляемую поверхность на максимально возможном удалении от предыдущего пятна. Это позволяет снизить температуру подложки в зоне формирования покрытия и увеличить скорость охлаждения напыляемого материала, а также добиться максимальной прочности сцепления с подложкой. По мере роста толщины напыляемого слоя расстояние между пятнами надо постепенно уменьшать, чтобы на заключительном этапе каждое пятно напыления частично перекрывало предыдущее, что обеспечит снижение скорости охлаждения и наиболее высокий уровень твердости покрытия. Необходимое расстояние между пятнами можно получить за счет изменения скорости перемещения напыляемой поверхности или скорострельности детонационной установки.

Выводы

1. Детонационные покрытия из оксида алюминия характеризуются неоднородным модификационным составом. Данная неоднородность обусловлена различными условиями теплоотвода из зоны формирования покрытия, влияющими на процесс полиморфных превращений в нем.

2. Количественное соотношение α-, γ-Al_2O_3 и стеклофазы изменяется как по толщине напыляемого слоя, так и по диаметру пятна напыления, что приводит к неодинаковым уровням механических свойств покрытия в различных его участках.

3. В связи с зависимостью хода полиморфных превращений от интенсивности теплоотвода из зоны формирования покрытия на его механические свойства оказывают влияние такие параметры процесса нанесения покрытия, как толщина напыляемого слоя, скорострельность детонационной установки, скорость перемещения напыляемой поверхности, а также размеры и масса детали.

4. Благодаря изменению в процессе нанесения Al_2O_3 скорости перемещения напыляемой поверхности и скорострельности детонационной установки можно получать покрытия с переменным полиморфным составом по толщине слоя, имеющего максимальные прочность сцепления с подложкой и твердость на его поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Козлова И.Р.** Структурные превращения в напыленной окиси алюминия // Неорганические материалы. 1971. Т. 7. С. 1372—1377.

2. **Бартенев С.С., Федько Ю.П., Григоров А.И.** Детонационные покрытия в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1982. С. 58—60.

3. **Косенко Н.Ф.** Полиморфизм оксида алюминия // Изв. вузов. Химия и химическая технология. 2011. Т. 54. Вып. 5. С. 3—16.

4. **Особенности** полиморфных превращений детонационных покрытий из оксида алюминия / Л.Х. Балдаев, Б.Г. Хамицев, М.В. Прокофьев и др. // Трубопроводная арматура и оборудование. 2015. № 1 (76). С. 46—52.

5. **Зависимость** полиморфных превращений Al_2O_3 при детонационном напылении от технологических параметров процесса / Л.Х. Балдаев, Б.Г. Хамицев, С.Л. Балдаев, М.В. Прокофьев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 12 (144). С. 3—11.

УДК 631.312.021.3:621.791.92

[1]А.М. Михальченков, [2]А.А. Локтев, [1]М.А. Михальченкова
([1]Брянский государственный аграрный университет,
[2]Московский государственный университет путей сообщения)
E-mail: mihalchenkov.alexandr@yandex.ru

Влияние технологии двухслойной наплавки низкоуглеродистыми электродами на интенсивность изнашивания и ресурс восстановленных плужных лемехов

Показано, что варианты технологии двухслойной наплавки низкоуглеродистыми электродами при восстановлении плужных лемехов из стали Л53 влияют на интенсивность их изнашивания. Подобран технологический вариант наплавки, обеспечивающий минимально возможную интенсивность изнашивания.

Ключевые слова: *технология наплавки, низкоуглеродистые электроды, интенсивность изнашивания, восстановление, плужные лемеха.*

It is shown that the variants of the technology of a two-layer surfacing by low-carbon electrodes during the restoration of plowshares from steel L53 influence on intensity of their wear. The technological variant of surfacing is selected, which provides the minimum possible wear intensity.

Keywords: *surfacing technology, low-carbon electrodes, wear intensity, recovery, ploughhares.*

Введение

Двухслойная наплавка как метод восстановления и упрочнения применяется для деталей, эксплуатируемых в условиях динамических (ударных) нагружений и абразивного изнашивания, или в случаях когда требуется получить поверхностный твердый слой незначительной толщины при устранении износа, имеющего сложнопрофильную геометрию и существенную величину [1]. Поэтому такой метод, как правило, предусматривает наплавку нижнего слоя с металлом невысокой твердости (до 250 НВ), а на поверхность наносится твердый абразивостойкий сплав [2]. Использование такой технологии позволяет не только достичь нужных служебных свойств восстановленной (упрочненной) детали, но и существенно сэкономить дорогостоящие электродные материалы для износостойкой наплавки [3].

В то же время в известных работах в данном направлении не рассматривается возможность обеспечения стойкости к абразивному изнашиванию при восстановлении изделий применением двухслойной наплавки с использованием повсеместно распространенных электродов с молоуглеродистыми стержнями. Это распространяется и на реновацию предельно изношенных плужных лемехов. Между тем в литературе [4] имеются сведения о возможности снижения интенсивности изнашивания покрытий, полученных наплавкой электродами для сварки углеродистых сталей.

Поэтому в **задачу исследований** входило определение влияния технологических вариантов (схем) двухслойной наплавки электродами со стержнем из малоуглеродистой стали на интенсивность изнашивания восстановленных цельнометаллических лемехов отечественного производства.

Материалы, технологические варианты наплавки, методы исследований

Для изготовления опытных образцов при решении поставленной задачи использовали плужные лемеха отечественного производства, изготовленные из высокоуглеродистой лемешной стали Л53, имеющие лучевидный износ носка при сохранившихся в допустимых пределах остальных размерах (рис. 1). Этот износ имел глубину от 6 до 8 мм, т. е. остаточная минимальная толщина детали в области дефекта составляла не менее

Рис. 1. Цельнометаллический лемех с предельно изношенной носовой областью (типичный лучевидный износ долотообразной части)

Технологические варианты (схемы) наплавки

Номер варианта	Первый слой	Второй слой
1	Наплавка первого и второго слоев проводится непрерывно	
2	Охлаждение на воздухе в течение 30 мин	Непрерывная наплавка
3	Охлаждение на воздухе в течение 30 мин	Охлаждение каждого валика до 40...60 °С
4	Непрерывная наплавка первого и второго слоев электродом Т-590	

2 мм, что позволило проводить наплавочные работы без нарушения целостности изделия (отсутствие прожогов) при сохранении его жесткости.

При восстановлении экспериментальных лемехов лучевидный износ устраняли наплавкой первого и второго слоев электродом Э-42А с использованием различных схем наплавки и электродом Т-590 (таблица). Применение технологической схемы 4 связано со сравнительным характером исследований. В электроде Э-42А в качестве наплавочного материала используется стальной стержень с содержанием углерода не более 0,1 %, что позволяет получать относительно мягкий наплавленный металл. Электрод Т-590 предназначен для формирования покрытий большой твердости (около 60 HRC), обеспечивающих высокие абразивостойкие свойства поверхности.

Исследования проводили в полевых условиях при вспашке суглинистых почв. Плуг ПЛН-8-35 агрегатировался с трактором К-745. Скорость перемещения агрегата составляла около 9...10 км/ч. Критерием предельного состояния служило образование трапециевидной формы лемеха.

Износ опытных деталей оценивали по потере массы Δm, так как она носит более обобщенный характер, чем, например, изменение линейных размеров локальных участков. Контроль износа осуществляли в начальный период испытаний (до наработки 6 га) через 2 га на лемех, т. е. каждую смену, затем через 4 га на лемех — через две смены в целях обеспечения сравнимости результатов. Испытания вели до потери массы 450 г, так как при таком значении Δm опытный лемех принимал трапециевидную форму. Взвешивание производилось на весах с ценой деления 1 г.

Твердость восстановленной поверхности контролировали методом Роквелла по шкале С.

Достоверность результатов гарантировалась проведением испытаний всех опытных лемехов в идентичных условиях эксплуатации (тип и свойства почвы, глубина вспашки, скорость перемещения агрегата); строгим соблюдением агротехнических норм; достаточной повторностью испытаний: по каждому приему испытывали по пять восстановленных деталей.

Результаты исследований и их обсуждение

Из полученных данных (рис. 2) следует, что интенсивность изнашивания i связана с наработкой T прямолинейной зависимостью, что подтверждает результаты, полученные ранее различными научными школами [5, 6].

Минимальное значение интенсивности изнашивания присуще технологическому варианту наплавки 4 (рис. 3). Наплавка электродом Т-590 обеспечивает не только высокую твердость поверхности (58 HRC), но и наличие в нем карбидов и карбоборидов [7, 8], положительно сказывающихся на абразивной износостойкости и, соответственно, ресурсе опытной детали (рис. 4).

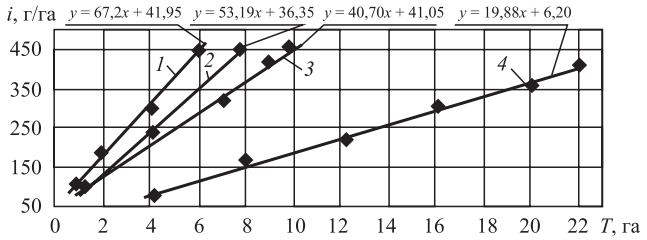


Рис. 2. Влияние наработки *T* на интенсивность изнашивания *i* для различных технологических вариантов устранения лучевидного износа (номера графиков соответствуют номерам вариантов в таблице)

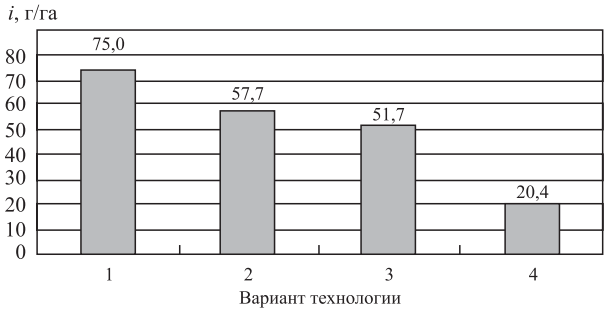


Рис. 3. Изменения интенсивности изнашивания в зависимости от технологических вариантов наплавки

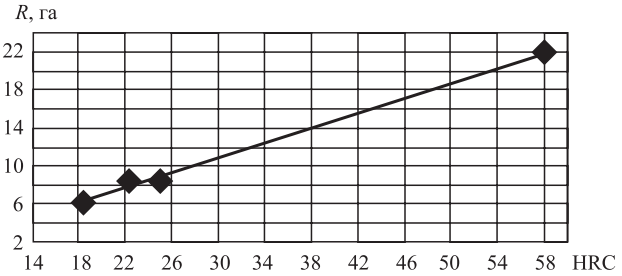


Рис. 4. Влияние твердости наплавленного слоя на ресурс *R* лемеха

Максимальное значение *i* характерно для технологического варианта 1, когда наплавка первого и второго слоев проводится непрерывно, т. е. лучевидный износ заплавляется за один проход (см. рис. 3). Процесс сопровождается высокими термическими воздействиями как на деталь, так и на затвердевший первый слой, ведущими к росту аустенитного зерна и нарушению структуры области восстановления из-за фазовых превращений, а также выгоранием углерода основного металла. Оба отмеченных фактора отрицательно влияют на твердость поверхности, снижая ее до 18...19 HRC, что и определяет крайне высокое значение интенсивности изнашивания и низкий ресурс детали после таких технологических воздействий (см. рис. 4). Из изложенного следует, что вариант 1 технологии наплавки при устранении лучевидного износа использовать не следует.

Технологический вариант 2 приводит к достаточно резкому снижению *i* в сравнении с вариантом 1, (см. рис. 3), обусловленному уменьшением негативного термического влияния на свойства поверхностного слоя. Тем не менее непрерывная наплавка второго слоя все же не дает прироста твердости в сравнении с основным металлом, которая находится в пределах 22...24 HRC. (Твердость лемеха составляет около 23 HRC.) Соответственно, достичь существенного повышения ресурса не представляется возможным (см. рис. 4). Однако данный технологический вариант обеспечивает наработку до предельного состояния, сравнимую с наработкой лемеха в состоянии поставки, что позволяет рекомендовать его к использованию при восстановлении.

Охлаждение, проводимое после каждого прохода в период формирования второго слоя (вариант 3), также приводит к падению интенсивности изнашивания (см. рис. 3). Повышение износостойкости в этом случае связано, хоть и не со значительным, но все же с приростом твердости (24...26 HRC), который обусловлен появлением в структуре поверхностного металла трооститных составляющих. В сравнении с технологическим вариантом 1 снижение *i* достигает около 24 г/га,что при вспашке суглинистых почв достаточно существенно с точки зрения обеспечения ресурса детали, так как он превышает ресурс лемеха заводского исполнения на 2,5...3,5 га и составляет 10 га (см. рис. 4). Поэтому такая технология наплавки в большей мере (чем две, рассмотренные ранее) пригодна для восстановления лемехов путем устранения лучевидного износа.

Выводы

Рассмотренные экспериментальные данные указывают на возможность снижения интенсивности изнашивания восстановленных двухслойной заплавкой лучевидного износа плужных лемехов электродом с малоуглеродистым стержнем при использовании различных технологических схем нанесения покрытий. Лучший результат по ресурсу обеспечивает технологический вариант, когда после наплавки первого слоя происходит его остывание в течение 30 мин, а второй наплавляется с остыванием каждого валика до 40...60 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Михальченков А.М., Бутарева Е.В., Михальченкова М.А.** Изнашивание локально упрочненных деталей при свободном перемещении в абразивной среде (на примере плужного лемеха) // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 3. С. 39—44.
2. **Козарез И.В.** Упрочняющее восстановление плужных лемехов двухслойной наплавкой: Автореф. дис. ... канд. техн. наук / Моск. гос. агроинженерный ун-т им. В.П. Горячкина. М., 2008.
3. **Тюрева А.А., Козарез И.В.** Восстановление типовых поверхностей и деталей сельскохозяйственной техники. Брянск, Брянский ГАУ, 2013. 150 с.
4. **Коломейченко А.В., Зайцев С.А.** Влияние дистанции напыления на физико-механические свойства при упрочнении газопламенным напылением рабочих поверхностей лап культиваторов // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2013. № 5. С. 32—33.
5. **Михальченков А.М., Ковалев А.П., Осипенко В.В.** Использование самоорганизации изнашивания для увеличения ресурса лемехов // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2012. № 9. С. 35—38.
6. **Исследование** износостойкости плазменных покрытий в абразивной среде / И.Н. Кравченко, А.В. Коломейченко, Р.Ю. Соловьев и др. // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2016. № 10. С. 9—11.
7. **Термоупрочнение** изготовленных из вторичного сырья долот штампосварных лемехов / А.А. Новиков, А.А. Тюрева, М.А. Михальченкова, А.М. Гринь // Сельский механизатор. 2016. № 10. С. 28—29.
8. **Влияние** конструкции лемеха и наплавочного армирования на твердость его носовой части / В.А. Денисов, Н.Ю. Кожухова, Г.В. Орехова, М.А. Михальченкова // Тракторы и сельхозмашины. 2016. № 7. С. 36—40.

УДК 621.9

Б.Я. Мокрицкий, В.А. Соловьёв, П.А. Саблин
(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)
E-mail: boris@knastu.ru

Управление эксплуатационными свойствами металлорежущего инструмента с использованием арсенала упрочняющих воздействий

Представлена концепция управления эксплуатационными свойствами металлорежущего инструмента как процесс комплексной модификации инструментального материала под заданные условия его эксплуатации. Под комплексной модификацией понимается совокупность упрочняющих воздействий на любом из этапов изготовления инструментального материала, позволяющая выбрать эффективный исходный инструментальный материал (субстрат), провести те или иные упрочняющие воздействия на субстрат, на этапе нанесения покрытия осуществить его архитектурирование, снизить дефектность инструментального материала за счет "залечивания" дефектов его покрытия.

Ключевые слова: *упрочнение, инструментальный материал, арсенал технологических процессов.*

Control concept operational properties of cutting tools as a complex process of modification of the tool material under the specified conditions of operation is presented. Under the comprehensive modification means the totality of the reinforcing effects at any stage of manufacture of the tool material, allowing to select an effective initial tool material (substrate), to carry out certain strengthening of the influence on the substrate, at the stage of coating the substrate to implement architectureoverview coating, to reduce the deficiency of tool material due to the "healing" of defects in its coating.

Keywords: *hardening, tool material, arsenal of technological processes.*

Введение

В современном автоматизированном производстве в условиях высокопроизводительной и высокоскоростной обработки все более актуальной становится проблема выбора эффективного инструментального материала.

На выбор эффективного инструментального материала влияет много параметров [1, 2]. Далее будут учитывать только те, которые снижают долю инструментальных затрат в себестоимости изделия без ущерба качеству и производительности обработки либо которые исходя из необходимости обработки заготовки в данный момент, невзирая на величину затрат, могут быть выбраны из имеющегося арсенала [2] сейчас и самостоятельно.

В укрупненном виде концепция [1, 2] управления эксплуатационными свойствами металлорежущего инструмента нами представляется как процесс комплексной модификации инструментального материала под заданные условия его эксплуатации. Под комплексной модификацией здесь понимается совокупность упрочняющих воздействий на любом из этапов изготовления инструментального материала, а именно позволяющая:

выбрать эффективный исходный инструментальный материал (субстрат);

провести те или иные упрочняющие воздействия на субстрат;

на этапе нанесения покрытия на субстрат осуществить архитектурирование [3, 4] покрытия;

снизить дефектность инструментального материала за счет "залечивания" дефектов его покрытия.

Концепция повышения работоспособности металлорежущего инструмента за счет многостадийного упрочнения инструментального материала

Процесс комплексной модификации инструмента можно представить как несколько вариантов (арсенал) технологических процессов изготовления (упрочнения) инструментального материала. Каждый из вариантов обеспечивает тот или иной эффект упрочнения инструментального материала и приводит к той или иной величине прироста работоспособности металлорежущего инструмента в заданных условиях его эксплуатации. Отличие этих вариантов состоит в том, какой из эффектов используется для достижения желаемого результата. Например, на первом этапе (этап выбора субстрата) может оказаться так, что желаемого результата можно достичь, используя не один, а несколько инструментальных материалов (например, твердый сплав или режущую керамику). На следующем этапе (этап подготовки субстрата под нанесение покрытия) важно выбрать тот технологический прием, который легко реализуется в заданных условиях производства

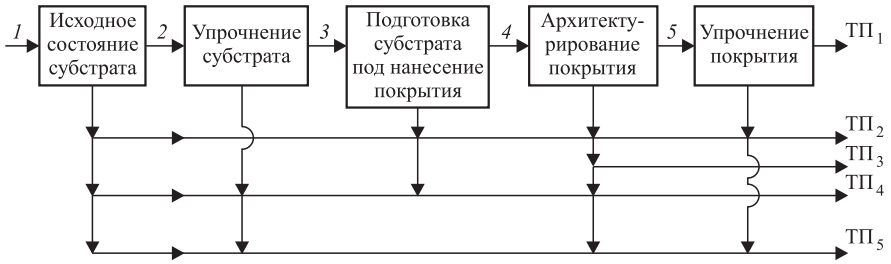


Рис. 1. Структурная схема создания арсенала технологических процессов (ТП) упрочнения инструментального материала:
1 — выбор исходного состояния субстрата; *2* — выбор вида упрочнения субстрата; *3* — выбор вида подготовки субстрата; *4* — выбор вида нанесения покрытия, состава и толщины его слоев и подслоев и т.д.; *5* — выбор вида упрочнения покрытия

(т.е. имеется в арсенале упрочняющих воздействий предприятия). На следующем этапе выбирается вариант архитектурирования [5] покрытия, т. е. метод нанесения покрытия, его состав, толщина, число слоев и т. д. На последующем этапе выбирается один из вариантов "залечивания" дефектов покрытия.

В такой совокупности процесс комплексной модификации представляется как один из нескольких возможных вариантов реализации технологического процесса (ТП) упрочнения инструментального материала.

Задача технолога в данной ситуации — выбрать наиболее эффективный на данный момент вариант реализации ТП.

Методологию концепции многостадийного повышения эксплуатационных свойств инструментального материала как многовариантность создания различных ТП повышения работоспособности металлорежущего инструмента иллюстрирует рис. 1 .

Результаты реализации концепции и их обсуждение

Разработанная схема многоэтапного упрочняющего воздействия на инструментальный материал в целях получения необходимого прироста работоспособности металлорежущего инструмента в заданных условиях его эксплуатации приведена на рис. 2. Она показывает возможность создания арсенала ТП упрочнения инструментального материала для того, чтобы в необходимый момент времени воспользоваться тем процессом из этого арсенала, который наиболее рационален для заданных условий.

Число ТП в таком арсенале зависит лишь от возможностей предприятия. В любом случае эти возможности не безграничны. Но даже при специализации предприятия на одном из видов упрочнения можно получить широкий спектр ТП для арсенала. Например, только для нанесения покрытий на режущую керамику можно получать семейство ТП, обеспечивающих различный прирост работоспособности инструмента. В частности, современный уровень фильтруемого катодного вакуумно-дугового осаждения (filtered cathodic vacuum arc deposition — FCVAD) [6] покрытий не приводит к структурным изменениям в керамическом материале и позволяет обеспечить:

высокую адгезионную прочность покрытия относительно керамического субстрата;

управление уровнем "залечивающего" энергетического воздействия на поверхностные дефекты керамики в виде микротрещин и микропор, а также формирование в поверхностных слоях керамического материала благоприятных остаточных напряжений сжатия;

формирование наноразмерной структуры осаждаемых слоев покрытия (размер зерен, толщина субслоев) с высокой плотностью за счет энергии, поставляемой в осаждаемый конденсат, и превращения кинетической

Рис. 2. Структурно-логическая схема многоэтапного упрочняющего воздействия на инструментальный материал

энергии бомбардирующих ионов в тепловую для локальных поверхностных объемов керамического материала с чрезвычайно высокой скоростью — порядка 10^{14} К/с.

Пример нанесения многослойного покрытия на режущую керамику показан на рис. 3 [6].

Результат оценки работоспособности режущего инструмента с таким покрытием показан на рис. 4. Видно, что при принятом допустимом износе 0,5 мм износостойкость инструмента может повышаться до 2 раз за счет применения модифицирующей обработки.

В сравнении с режущей керамикой твердосплавные инструментальные материалы обладают более широкими возможностями для многостадийного упрочнения. В частности, разработаны два технологических приема изменения субстрата. Их физический смысл состоит в обеспечении градиента свойств основы инструментального материала за счет использования разных процессов упрочнения. Технологический прием стадийного спекания твердого сплава призван ограничить диффузию углерода из карбидов вольфрама в материал связки в процессе спекания режущей пластины. Для этого миграционная способность углерода блокируется, что повышает жаропрочность и термодинамическую стабильность карбидных фаз твердого сплава (доказательства приведены в а. с. СССР № 1436347 и 1446769 с участием автора), что положительно сказывается на работоспособности инструмента.

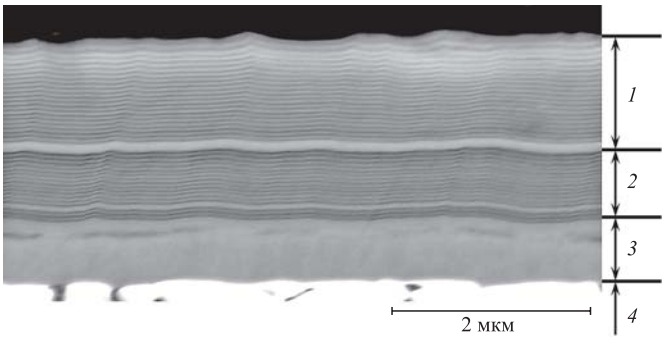


Рис. 3. Трехслойная архитектура покрытия Zr—ZrN—(ZrCrAl)N при общей толщине покрытия 1,6 мкм:
1 — износостойкие нанослои (ZrCrAl)N; *2* — промежуточные нанослои ZrN; *3* — адгезионный слой Zr; *4* — основа (в данном случае Al_2O_3—TiC)

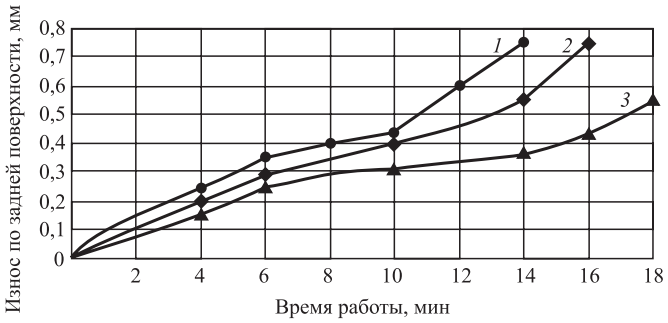


Рис. 4. Интенсивность износа по задней поверхности четырехгранной квадратной пластины из режущей керамики ВОК 71 при продольном точении закаленной стали Х12М (61 HRC) со скоростью резания 200 м/мин, подачей 0,05 мм/об, глубиной 0,3 мм:
1 — ВОК 71 + ионное азотирование + покрытие TiN; *2* — ВОК 71 + ионное азотирование + покрытие Ti—TiN—TiZr)N; *3* — ионное азотирование + покрытие Cr—CrN—(TiCr)N

Технологический прием спекания слоеного твердого сплава основан на компромиссе свойств твердых сплавов разных марок. Например, в ряде случаев желательно сочетание упругих свойств твердого сплава марки ВК8 и твердости сплава марки Т15К6. Для этого сердцевина режущей пластины формуется из одной марки твердого сплава, а ее наружный слой (толщиной 2...3 мм) — из другой марки. Современное оборудование для спекания твердого сплава позволяет преодолеть те технологические сложности, которые возникают в связи с различными температурными режимами спекания сплавов разных марок, с разными коэффициентами их расширения и т. д. Основные технологические сведения для такого спекания пластин приведены в работе [7].

Совокупность технологических приемов повышения работоспособности твердосплавного инструмента путем упрочнения основы инструментального материала может рассматриваться как самостоятельные ТП изготовления инструмента или как часть ТП, предусматривающих нанесение покрытий на твердосплавную основу. Во втором случае приемы следует рассматривать как процесс подготовки основы под нанесение (архитектурирование) и упрочнение покрытия, т. е. как варианты упрочняющих воздействий на этапе упрочнения основы инструментального материала.

Простейшая алмазная термозаточка [8, 9] позволяет стабилизировать и повысить износостойкость до 1,5 раз. Комбинированный метод упрочняющей термопластической обработки [9] реализован на основе совмещения термопластической и химико-термической обработки твердых сплавов. Суть в том, что термозаточка реализуется в специальной (азотосодержащей) газовой среде, призванной обеспечить дополнительную стабилизацию дислокационных структур и нейтрализовать (снизить) протекание окислительных разрушающих воздействий окружающей среды на формируемые при термозаточке поверхности инструмента. Сравнительные испытания при прерывистом точении специализированной судостроительной стали марки АК-32ПК показали прирост работоспособности инструмента в 2 и более раз.

Совокупность технологических приемов повышения работоспособности твердосплавного инструмента путем архитектурирования покрытия рассматривается как процесс многовариантного упрочняющего воздействия в ходе технологического процесса упрочнения инструментального материала. Так, например, технологический прием повышения работоспособности

твердосплавного инструмента путем управления размером зерна в покрытии реализуется [9] управлением размером зерна в покрытии при уменьшении размера зерна карбида титана от основы к поверхности при изменении температуры осаждения газовой фазы. Суть решения состоит в плавном изменении температуры в процессе осаждения покрытия с 1100 до 900 °С, что приводит к изменению размера зерна с 3 до 0,3 мкм. Необходимость высокой температуры в начале процесса осаждения покрытия связана с обеспечением условий диффузионного взаимодействия покрытия с основой. Это приводит к образованию крупного зерна в покрытии. Последующее уменьшение температуры (после достижения прочного сцепления покрытия с основой) ведет к уменьшению размера зерна и снижению его нестехиометрии.

Технологический прием повышения работоспособности твердосплавного инструмента комбинацией методов нанесения покрытия основан на использовании достоинств осаждения покрытия из газовой фазы газотермическим методом (ГТ) и метода нанесения покрытия конденсацией с ионной бомбардировкой (КИБ). Это связано с тем, что метод КИБ — более технологичен и может быть реализован на оборудовании непосредственно на предприятии. Основным достоинством метода ГТ является обеспечение высокой прочности сцепления покрытия с основой. Работоспособность покрытий может быть заметно повышена, если после осаждения покрытия методом ГТ дополнительно нанести покрытие методом КИБ.

Технологический прием повышения работоспособности твердосплавного инструмента путем нанесения покрытий для "залечивания" дефектов предусматривает исполнение покрытия в виде многослойной конструкции (по принципу сэндвича) с чередующимися мягкими и твердыми слоями. Он основан на трех составных эффектах: изменение направления развития трещины на границе раздела слоев покрытия; демпфирующая роль мягких слоев; микролегирование твердого слоя в процессе нанесения мягкого слоя. При этом проявляются также эффекты "залечивания" мягким слоем дефектов расположенного ниже слоя, активизации диффузионных процессов, снижения скорости роста трещины в мягком слое покрытия и т. д.

Технологический прием повышения работоспособности твердосплавного инструмента путем применения многослойных покрытий рационален с позиций сопротивления росту трещин из покрытия в основу. На рис. 5 показан пример размещения мягкого слоя между твердыми слоями покрытия. Видно, что верхний слой испещрен трещинами, которые "завязли" в мягком промежуточном слое.

В нижнем твердом слое трещин значительно меньше. Малая часть из них (крайняя справа и крайняя слева зоны на рис. 5) достигла границы раздела покрытие — основа и начала разветвление. Одна из трещин (центральная часть рис. 5) проросла в основу и стала развиваться по границе крупного зерна в основе.

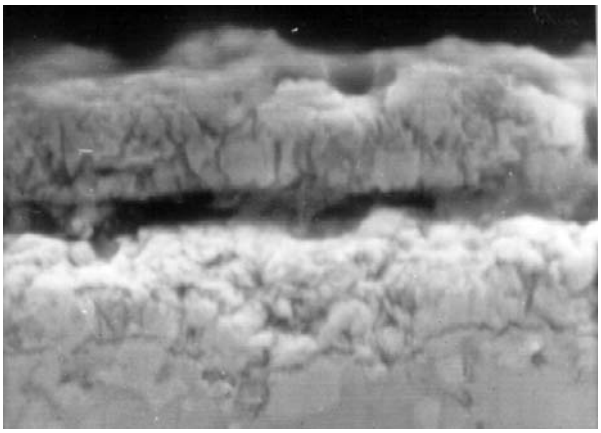


Рис. 5. Покрытие с чередующимися слоями: основа — твердый слой — мягкий слой — твердый слой

В данной статье нет возможности рассмотреть все разработанные приемы повышения работоспособности твердосплавного инструмента. Поэтому укажем, что технологический прием повышения работоспособности твердосплавного инструмента путем нанесения композиционных покрытий может быть использован в тех случаях, когда необходим компромисс свойств покрытия. Совокупность технологических приемов повышения работоспособности твердосплавного инструмента путем упрочнения покрытий подразумевает снижение дефектности покрытия или его верхнего слоя. В качестве такого упрочняющего воздействия апробированы [9] термообработка на воздухе, в вакууме, ионное азотирование, нанесение слоя металла поверх твердого рабочего слоя покрытия, нанесение нитридного слоя, лазерное упрочнение.

Результаты сравнительной оценки эффективности применения твердосплавного инструмента, подвергнутого упрочнению различными методами, по отношению к инструменту, изготовленному ведущими в мире зарубежными инструментальными фирмами, приведены ниже.

Рассмотрены случаи точения и фрезерования труднообрабатываемой специализированной судостроительной стали АК-29 и титанового (используемого в судостроении) сплава ВТ3-1. Результаты сравнения по периоду стойкости типового и разработанного инструмента приведены в табл. 1. Из данных таблицы следует, что разработанные решения лучшие или конкурентоспособны.

Сравнительная оценка эффективности предложенных и известных решений по повышению работоспособности инструмента выполнена на примере восстановительной обработки поверхности катания колес грузовых железнодорожных вагонов (табл. 2). Обработку колес проводили на станке модели UBB-112 с ЧПУ со

скоростью резания 50...90 м/мин, подачей 2,0...0,8 мм/об при глубине резания 4...12 мм (меньшие значения для чистовой обработки) тангенциальной пластиной формы LNMX 301940.

Из табл. 2 следует, что эффективность инструмента по мере роста износа (0,5 и 0,8 мм) у разных производителей (для разных методов упрочнения инструмента) различна, но если за базу отсчета принимать период стойкости инструмента, произведенного фирмой Sandvik Coromant, то тенденции изменения эффективности сохраняются такими же, как в табл. 1. При этом отмечаются не только более высокое среднее значение периода стойкости (96 мин до достижения износа 0,8 мм) разработанного инструмента, но и снижение коэффициента вариации стойкости, что указывает на повышенную надежность работы инструмента.

Немаловажен и тот факт, что стоимость инструмента, изготовленного по разработанным методам, до 2 раз ниже (пластины из материала AT15S приобретались у фирмы Sandvik Coromant, а пластины из материала Т14К8 — у Кировоградского завода твердых сплавов).

Общее представление о концепции многовариантного комплексного подхода к повышению работоспособности инструмента дает табл. 3, которая показывает конкурентоспособность разработанных технологических процессов изготовления инструмента разных групп и возможность замены одного инструментального материала другим. В этом случае речь уже идет не только

Таблица 1

Сравнение по периоду стойкости инструментальных материалов, полученных с использованием разработанных и традиционных приемов упрочнения твердых сплавов

Материал	Вид обработки	Инструментальные материалы (расположены в порядке возрастания периода стойкости)		
		1	2	3
АК-29	Точение	Balzers	ВК8 + ИА + TiC + Ti + Zr + (TiZrMo)N + ZrMo; ВК8 + ИА + TiC + Ti + Zr + (TiZr)N + Zr	
	Фрезерование	ВК8 + TiC + Ti + Zr + + (TiZr)N + Zr	ВК8 + ИА + TiC + Ti + + Zr + (TiZr)N + Zr	ВК8 + ИА + TiC + Ti + Zr + + (TiZrMo)N + ZrMo
ВТ3-1	Точение в нормальных условиях	ВК8 + ИА + TiC + Ti + Zr + + (TiZrMo)N + ZrMo; Mitsubishi; Balzers	Corloy	ВК8 + TiC + Ti + Zr + +(TiZr)N + Zr
	Точение "на удар"	Corloy; Sandvik Coromant	ВК8 + TiC + Ti + Zr + + (TiZr)N + Zr	ВК8 + ИА + TiC + Ti + Zr + + (TiZr)N + Zr
	Фрезерование	Mitsubishi; Corloy; Balzers	ВК8 + ИА + TiC + Ti + Zr + + (TiZrMo)N + ZrMo	ВК8 + TiC + Ti + Zr + + (TiZr)N + Zr

Примечания: 1. ИА — ионное азотирование.
2. Mitsubishi, Balzers, Corloy, Sandvik Coromant — условное обозначение (фирма-производитель) материала импортного инструмента с современным многослойным покрытием; обозначения в виде формул — отечественный инструментальный материал, произведенный с использованием рассмотренной концепции технологических приемов.
3. Режимы резания: для точения — глубина 0,15 мм, подача 0,1 мм/об, скорость 80 м/мин до износа 0,5 мм; для фрезерования — глубина 2 мм, подача 0,1 мм/зуб, скорость 80 м/мин до износа 1 мм; данные получены по результатам многократных испытаний (от 5 до 10 экспериментов с коэффициентом вариации стойкости не более 0,3).

Таблица 2

Износостойкость разработанного и импортного инструмента при токарной обработке колес железнодорожных вагонов

Показатель	Инструмент фирмы		Разработанный инструмент	
	Sandvik Coromant с наноструктурным многослойным покрытием AT15S + TiCN + Al_2O_3 + TiN	Corloy с наноструктурным многослойным покрытием Ti + TiCN + Al_2O_3 + TiN	AT15S + ИА + TiC + Ti + + Zr + (TiZrMo)N + ZrMo + + лазерное упрочнение	Т14К8 + ИА + TiC + +Ti + Zr + + (TiZr)N + Zr
Коэффициент стойкости до износа 0,8 мм	1,0	1,2	1,6	1,3
Коэффициент стойкости до износа 0,5 мм	1,0	0,9	1,3	1,1
Условная стоимость инструмента	1,0	0,72	0,64	0,48

Примечания: 1. ИА — ионное азотирование поверхности пластины.
2. Лазерное упрочнение — воздействие лучом лазера на покрытие в целях "залечивания" его дефектов.
3. Значения приведены как среднее по 3...5 измерениям с вариацией 0,3.

Таблица 3

Схема построения эффективного технологического процесса изготовления инструмента и принципа управления работоспособностью инструмента

Технологический процесс изготовления	Инструментальный материал	Этапы ТП изготовления инструмента									Показатели качества ТП		
		Изготовление основы		Упрочнение основы		Архитектурирование покрытия			Упрочнение покрытия		Стойкость (Т)	Стоимость (С)	Эффективность (Э)
		Примеры вариантов упрочняющего воздействия											
		Типовой ТП	Разработанные варианты ТП	Термомеханическое упрочнение	Разработанные варианты ТП	Однослойное или многослойное покрытие	С чередованием слоев	Разработанные варианты ТП	Воздействие лазером	Разработанные варианты ТП			
ТП1	Твердый сплав	+				+					T_1	C_1	$Э_1$
ТП2		+		+		+	+		+		T_2	C_2	$Э_2$
ТП3		+			+	+	+	+		+	T_3	C_3	$Э_3$
ТП4			+	+		+	+		+	+	$\mathbf{T_4 = T_3}$	C_4	$Э_4$
ТП5	Керамика	+									T_5	C_5	$Э_5$
ТП6		+			+						T_6	C_6	$Э_6$
ТП7		+			+	+					$\mathbf{T_7 = T_3}$	$\mathbf{C_7 = C_3}$	$\mathbf{Э_7 = Э_3}$
ТП8	СТМ	+									T_8	C_8	$Э_8$
ТП9		+			+	+				+	T_9	C_9	$Э_9$

Обозначения: ТП — технологический процесс; курсивом выделены типовые процессы для инструментальных материалов; полужирным шрифтом выделены показатели, совпадающие для вариантов ТП; разработанные варианты ТП — это один или несколько технологических приемов упрочняющего воздействия для данного этапа изготовления инструмента.

о выборе эффективного ТП изготовления инструмента, но и о формировании принципов управления работоспособностью инструмента.

Сформированные подходы к повышению работоспособности инструмента основаны на использовании иерархии механизмов упрочения применительно к виду инструментального материала и условиям обработки.

Выводы

1. Концепция комплексного подхода к повышению работоспособности инструмента предусматривает единство технологических методов изготовления инструмента для различных групп инструментальных материалов, а именно для твердосплавного, керамического и сверхтвердого инструмента. Это основано на использовании идентичных механизмов торможения процесса разрушения за счет применения аналогичных воздействий на разных этапах изготовления инструмента. Единство технологических методов изготовления инструмента для различных групп инструментальных материалов позволяет представить комплекс (арсенал) предложенных решений повышения работоспособности инструмента как набор последовательностей действий для достижения того или иного уровня работоспособности (периода стойкости) инструмента. Этот набор последовательностей многовариантен и позволяет выбрать тот вариант, который рационален с той или иной позиции. Рациональность варианта удобно оценивать с помощью показателя "цена — качество" или "цена — качество — срок готовности".

2. Диапазон предложенных решений позволяет говорить о наличии арсенала средств управления работоспособностью режущего инструмента. Выбор рационального средства может осуществляться применительно к конкретным условиям резания. Единственного лучшего (по показателю работоспособности инструмента) решения нет — каждое из решений имеет свою рациональную область применения.

3. В целом работоспособность инструмента растет с реализацией все более высоких уровней иерархии механизмов упрочения. Однако задействование наиболее высоких уровней в иерархии механизмов упрочения сопряжено с усложнением технологического процесса изготовления инструмента и ростом затрат.

4. Применительно к твердосплавному инструменту степень вовлечения механизмов упрочнения в повышение работоспособности более широка. Это связано

с гетерогенностью структуры и составом твердосплавных материалов, наличием нескольких групп твердых сплавов и особенностями развития в них механизмов износа и разрушения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мокрицкий Б.Я., Бурков А.А.** Методология нетрадиционного комплексного подхода к решению проблемы повышения работоспособности металлорежущего инструмента // Ученые записки КнАГТУ. 2011. Т. 4-1 (8). С. 32—41.
2. **Мокрицкий Б.Я., Шпилев А.М.** Методология и концепция проектирования эффективного технологического процесса изготовления металлорежущего инструмента под заданные условия его эксплуатации // СТИН. 2012. № 6. С. 12.
3. **Мокрицкий Б.Я.** Сложносоставные покрытия — эффективный способ повышения работоспособности металлорежущего инструмента // Механика композиционных материалов и конструкций. 2011. Т. 17. № 4. С. 555—566.
4. **Specifics** Of Application Of Cutting Ceramics With Functional Coating In Turning Of High-Strength Materials / Al. Vereschaka, J. Prilukova, B. Mokritskii et al. // Materials Science Forum. Vol. 857. P. 221—227. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.857.221
5. **Development** and research of nanostructured multilayer composite coatings for tungsten-free carbides with extended area of technological applications / A.A. Vereschaka, A.S. Vereschaka, A.D. Batako et al. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Vol. 83. Iss. 9—12 (2016). P. 1—9. DOI: 10.1007/s00170-016-8739-5.
6. **Improvement** of structure and quality of nanoscale multilayered composite coatings, deposited by filtered cathodic vacuum arc deposition method / A.A. Vereschaka, A.S. Vereschaka, A.D. Batako et al. // Research Article. Nanomaterials and Nanotechnology. Vol. 7. P. 1—13. DOI: 10.1177/1847980416680805 journals.sagepub.com/home/nax. SAGE.
7. **Использование** слоистых пластин для режущего инструмента / Ю.Г. Кабалдин, А.А. Киле, Б.Я. Мокрицкий, А.И. Аникеев // Вестник машиностроения. 1990. № 3. С. 41—42.
8. **Методология** упрочнения инструментального материала / А.С. Верещака, С.Н. Григорьев, В.А. Ким и др. // Технологическое обеспечение качества и ресурса при изготовлении, сборке, ремонте и восстановлении / под ред. А.В. Киричека. М.: Изд. дом "Спектр", 2012. С. 231—276.
9. **Современные** методы конструирования, контроля качества и прогнозирования работоспособности режущего инструмента / Ю.Г. Кабалдин, Б.Я. Мокрицкий, Н.А. Семашко, С.П. Тараев. Владивосток, ДВГУ, 1990. 122 с.

УДК 621.77.04

С.К. Федоров, Л.В. Федорова, Ю.С. Иванова, С.Д. Карпухин
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)
E-mail: momd@yandex.ru

Повышение износостойкости стальных деталей электромеханической обработкой

Обосновано применение технологии электромеханической обработки стальных деталей, рассмотрены опытно-экспериментальные исследования, приведены результаты металлографических исследований и практического применения способа.

Ключевые слова: *закалка поверхностей стальных деталей, градиентные слои, электромеханическая обработка, износостойкость, твердость, шероховатость.*

The electromechanical technology of surface hardening outer surfaces of steel details has been proved. An experimental research and the results of practical application of this method have been described.

Keywords: *hardening the surface of steel parts, gradient layers, electromechanical processing, wear resistance, hardness, roughness.*

Технологические свойства и эксплуатационная надежность деталей находятся в зависимости от химического состава, структуры и свойств поверхностного слоя металла, сформированных различными технологическими операциями на этапах механической, термической и финишной обработки. Необходимо особо подчеркнуть, что в этой цепочке обработок заготовок, изменяющих структуру и свойства металла, термическая, химико-термическая обработка, а также другие технологии модифицирования поверхностного слоя являются завершающими операциями, которые формируют механические свойства, сопротивление износу и, как следствие, определяют ресурс стальных деталей в целом [1—6].

Таблица 1

Результаты спектрального анализа образцов из стали 45

Элемент	C	Mn	Si	Ni	Cu	Cr	Al	V	Mo	Nb	Ti	S	P
Содержание, %. об.	0,44	1,51	0,48	0,12	0,18	0,122	0,027	0,005	0,022	0,01	0,005	0,005	0,010

Учеными МГТУ им. Н.Э. Баумана разработаны и внедрены в машиностроении инновационные технологии, повышающие износостойкость, прочность и предел выносливости деталей машин и технологического оборудования за счет формирования градиентных упрочненных поверхностных слоев металла электромеханической обработкой (ЭМО). Среди направлений ЭМО, повышающих износостойкость деталей, широко апробированы технологии электромеханической поверхностной закалки (ЭМПЗ). ЭМПЗ подвергаются детали из конструкционных, инструментальных, специальных сталей и чугунов. Глубина ЭМПЗ стальных деталей определяется техническими требованиями к различным материалам и может составлять 0,2...2 мм при микротвердости поверхности 4160...8000 HV (42...68 HRC). Нижнее значение максимальной твердости до 42 HRC характерно для конструкционных сталей с содержанием углерода 0,2...0,23 % и до 68 HRC — для сталей с содержанием углерода более 0,5 %.

ЭМПЗ позволяет получать высокие показатели качества деталей из стали по твердости, текстуре волокон металла и размеру зерна. Особенностью процесса ЭМПЗ является то, что максимальное значение твердости достигается на глубине 0,1...0,15 мм от обработанной поверхности детали. Это обстоятельство необходимо учитывать при назначении припуска под окончательную обработку поверхностей [5].

Лабораторные испытания на износостойкость проводили на цилиндрических образцах из стали 45 (табл. 1), изготовленных точением с наружным диаметром 40 мм, внутренним диаметром 12 мм и высотой 3 мм. ЭМПЗ образцов проводили на токарно-винторезном станке 1В62Г с применением установки электромеханической обработки "Эталон", телескопической державки, токоподводящего устройства. Твердость исследуемых поверхностей образцов измеряли ультразвуковым твердомером МЕТ-У1 (табл. 2). Износные испытания проводили на машине трения МТУ-01 в масляно-абразивной среде. Износ образцов определяли на электронных весах Sartorius 1201. Каждый из испытываемых образцов взвешивали по пять раз до и после испытания (см. табл. 2).

В качестве контробразца применяли войлочный диск, а абразив состоял из смеси индустриального масла, кварцевого песка и электрокорунда. Сочетание стального образца, войлочного контробразца и абразива обеспечивало высокую интенсивность износа. Испытания проводили в течение 3 ч под нагрузкой 200 Н при частоте вращения образцов 650 мин$^{-1}$. Для незакаленных образцов в исследуемом интервале изменений твердости (22...26 HRC) разницы в износе не наблюдалось. Поэтому в табл. 2 приведены результаты износа незакаленных образцов, среднее значение которого составило 0,1875 г.

Исследованиями установлено (рис. 1), что ЭМПЗ более чем в два раза повышает износостойкость образцов. Износ образцов после ЭМПЗ в зависимости от твердости поверхностного слоя составил при максимальной твердости 60,4 HRC — 0,0846 г; 60,5 HRC — 0,0811 г; 61,7 HRC — 0,0731 г; 62,4 HRC — 0,0712 г; 63,8 HRC — 0,0691 г.

Металлографические исследования показали, что ЭМПЗ формирует треки высокой твердости (рис. 2, зоны *1а* и *1б*). Выявлены существенное измельчение структуры сердцевины (рис. 3, *а*) и наличие в поверхностном слое мартенситной структуры (рис. 3, *б*). Анализ зоны перекрытия треков показал наличие неровных

Таблица 2

Твердость образцов из стали 45 и результаты их испытаний на износ

Номер образца	Незакаленные образцы			Образцы после ЭМПЗ		
	Твердость HRC	Масса, г		Твердость HRC	Масса, г	
		до испытания	после испытания		до испытания	после испытания
1	22,7...26,0	28,1158	27,9283	60,4	26,7892	26,7046
2				60,5	27,0468	26,9657
3				61,7	26,3413	26,2682
4				62,4	27,1329	27,0617
5				63,8	25,3833	25,3142

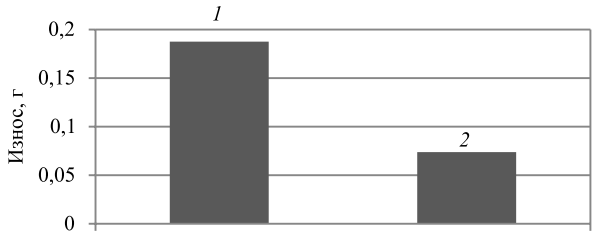


Рис. 1. Средняя величина весового износа образцов:
1 — износ образцов твердостью 22...26 HRC; *2* — износ образцов после ЭМПЗ с максимальной твердостью 60...63,8 HRC

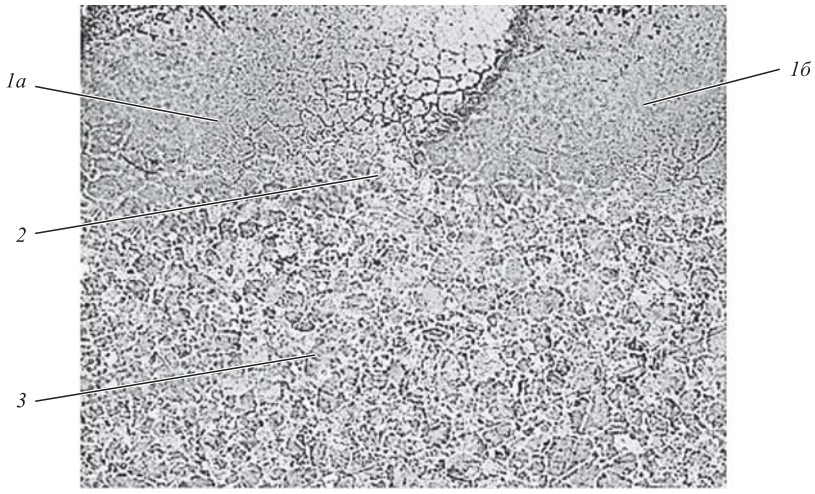


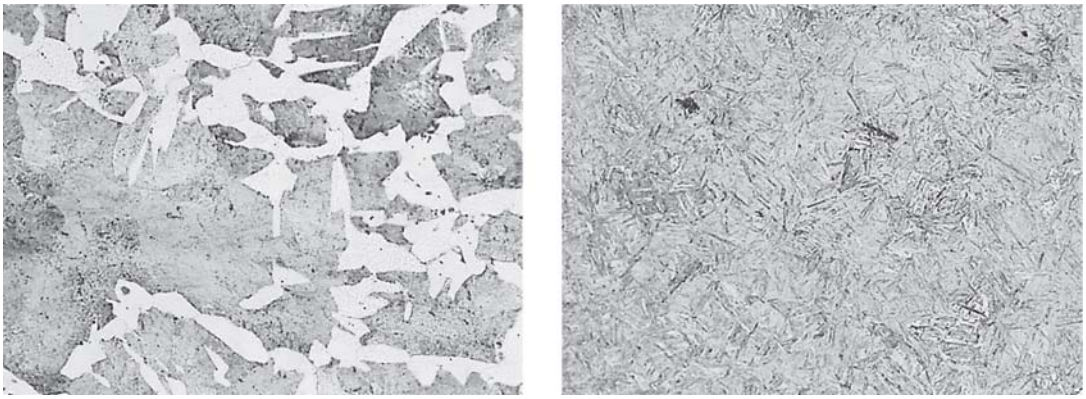
Рис. 2. Изменение структуры поверхностного слоя стали 45 после ЭМПЗ, ×50:
1 — закаленные участки; *2* — переходная зона; *3* — в сердцевине

границ как мартенситных, так и вклинившихся в него перлитных и ферритных участков. Вероятно, в областях, наиболее обогащенных углеродом, происходят более раннее завершение фазовых превращений, возникновение температурной неоднородности возле межзеренных границ и, как следствие, незначительное снижение микротвердости (зона 2 на рис. 2) с резким снижением твердости при переходе к исходной структуре (зона 3). Микротвердость поверхностного слоя стали 45 после ЭМПЗ увеличилась более чем в 3 раза по отношению к исходной (рис. 4).

Среди наиболее ответственных деталей термопластавтомата, вызывающих справедливые нарекания по критерию износостойкости, следует выделить кулачковый вал насоса PE6ZW 160/300/Э280. Деталь имеет длину 458 мм. На вале размещены:

посадочное место под подшипник скольжения $\varnothing 38h6_{-0,016}$, расположенное в средней части изделия;

два посадочных места под подшипники качения $\varnothing 30m5^{+0,017}_{+0,008}$;



а) *б)*

Рис. 3. Структура стали 45 после ЭМПЗ, ×500:
а — в сердцевине; *б* — в поверхностном слое

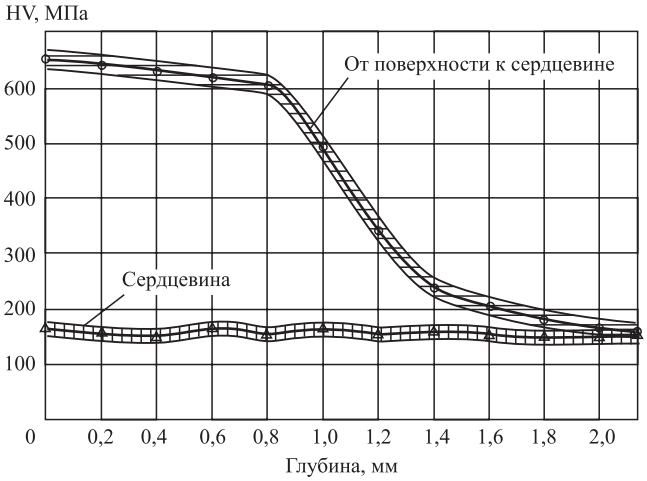


Рис. 4. Изменение микротвердости от поверхности к сердцевине детали после ЭМПЗ

два посадочных места под ступицы шкива с конусностью 1:5 и сегментным шпоночным пазом;

два резьбовых участка M20×1,5—6g, расположенные на концах вала;

шесть эксцентрически расположенных кулачковых шеек $\varnothing 52h6_{-0,019}$ с эксцентриситетом 6±0,01.

Кулачки вала работают последовательно и смещены друг относительно друга на угол (30±15)°, что обеспечивает поэтапную подачу нагретой пластмассы в камеру прессования. Для обработки кулачков в процессе изготовления вала предусмотрены технологические бобышки, сцентрированные под каждый кулачок. Технологические бобышки удаляются с поверхности торцов заготовки после полного цикла обработки. Вал изготавливают из сталей 40, 40Х, 45 (ГОСТ 1050—2013). Технические требования к валу: твердость исполнительных поверхностей 48...56 HRC; глубина закаленного слоя 1...1,5 мм; параметр шероховатости исполнительных поверхностей Ra = 1,25...0,63 мкм; биение коренных шеек друг относительно друга не более 0,02 мм; точность обработки IT 5—6-й квалитет. Добиться таких показателей

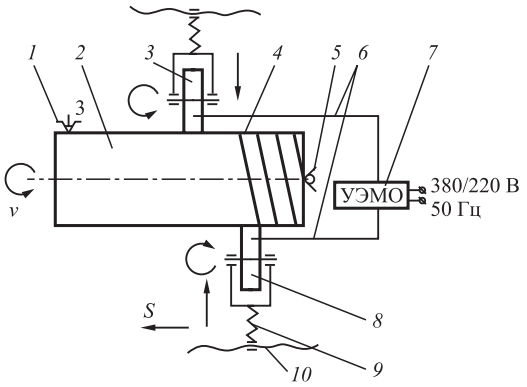


Рис. 5. Принципиальная схема ЭМПЗ гладких цилиндрических поверхностей:
1 — трехкулачковый патрон; *2* — заготовка; *3* — токоподводящий ролик; *4* — закаленная поверхность; *5* — вращающийся центр; *6* — токоподводящие кабели (шины); *7* — установка ЭМО; *8* — инструментальный ролик; *9* — телескопическая державка; *10* — ходовой винт станка

качества традиционными способами термической обработки (например, ТВЧ) не удается ввиду коробления детали и нарушения требований по взаимному расположению поверхностей.

Электромеханическую обработку вала осуществили по схеме ЭМПЗ кулачков, посадочных мест под подшипники качения и скольжения, посадочных мест под коническую поверхность шкива. Обработку резьбовых поверхностей выполнили методом отделочно-упрочняющей электромеханической обработки (ОУЭМО).

Механическую обработку детали проводили на токарно-винторезном станке 1К62. При изготовлении вала по исполнительным поверхностям оставлен припуск 0,15...0,23 мм. ЭМПЗ основана на непрерывном контакте изделия и инструмента (рис. 5), через который пропускается электрический ток вторичной цепи силой 1300...1500 А, напряжением 2...4 В. Зона контакта при ЭМО нагревается до 950...1100 °С. Объем высокотемпературного нагрева ничтожно мал по сравнению с массой детали, результатом чего являются высокая скорость охлаждения поверхностного слоя за счет отвода тепла внутрь детали и, как следствие, его закалка. Для охлаждения инструмента, токоподводящих кабелей и оснастки применяли эмульсию от гидропривода станка. Для сокращения времени термического воздействия и уменьшения непроизводственных потерь электрической энергии разработано двухроликовое приспособление. Оно позволяет осуществлять нагрев только контактной зоны вала без термического воздействия на остальные участки.

В результате ЭМПЗ твердость исполнительных поверхностей составила 54...60 HRC, глубина закаленного слоя — 1,2...1,5 мм (см. рис. 4). Биение коренных шеек не превысило 0,01 мм.

При электромеханической закалке конической поверхности на ней предусмотрен сегментный паз шириной $6^{-0,010}_{0,055}$ мм. Поскольку закалка детали основана на прохождении через зону "инструмент—поверхность" электрического тока, то разрыва контакта не должно быть. Для этого в шпоночный паз вставляется медная вставка, которая удаляется после закалки. При закалке конической поверхности твердость повышается только на половине высоты шпоночного паза. Зона основания не подвергается воздействию высокотемпературного нагрева и быстрому охлаждению. Такая схема обработки не позволяет появиться закалочным микротрещинам в опасном сечении и не приводит к развитию технологических концентраторов напряжений в зоне основания паза.

Окончательные размеры рабочих поверхностей вала обеспечивают наружным шлифованием. В результате шлифования коренных шеек вала их биение относительно друг друга не превысило 0,005 мм.

Результаты исследований свидетельствуют о том, что применение ЭМПЗ обеспечивает повышение микротвердости поверхностного слоя стали 45 в 2,5...3,2 раза по сравнению с сердцевиной детали, износостойкость в масляно-абразивной среде увеличивается в 2,1...2,3 раза. Тем самым гарантируется повышение надежности работы машин и технологического оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Применение** технологии электромеханической обработки в ремонтном производстве ОАО "Сызранский нефтеперерабатывающий завод" / С.К. Федоров, Л.В. Федорова, В.Т. Сараев, Ф.К. Клюев // Научно-технический вестник НК Роснефть. 2010. № 4. С. 44—47.

2. **Багмутов В.П., Дудкина Н.Г., Захаров И.Н.** Исследование структуры поверхностного слоя среднеуглеродистой стали, упрочненной электромеханической обработкой // МиТОМ. 2002. № 12. С. 18—21.

3. **Электромеханическая** поверхностная закалка втулки трака бульдозера "KOMATSU" D-155 / С.К. Федоров, Г.У. Есениязов, А.В. Кабанов, А.М. Стрелков // Механизация строительства. 2007. № 6. С. 14—16.

4. **Федорова Л.В., Морозов А.В., Фрилинг В.А.** Повышение износостойкости втулки балансира трактора МТЗ-80.1 избирательной электромеханической закалкой // Известия ТулГУ. 2012. Вып. 9. С. 18—21.

5. **Федорова Л.В., Морозов А.В., Фрилинг В.А.** Повышение эффективности электромеханической закалки отверстий гладких цилиндрических подвижных сопряжений, испытывающих одностороннюю радиальную нагрузку // Ремонт, восстановление, модернизация. 2012. № 8. С. 49—53.

6. **Пахомова С.А.** Совершенствование технологии поверхностного упрочнения шестерен из высокопрочных сталей // Тяжелое машиностроение. 2009. № 10. С. 35—38.

УДК 621.793

Е.А. Чекалова
(АО "Научно-производственный центр газотурбостроения "Салют", г. Москва)
E-mail: diagnostika@salut.ru

Исследование строения дискретного оксидного покрытия на быстрорежущем и твердосплавном инструменте

Предложена технология дискретного оксидного покрытия на инструментальный материал для повышения износостойкости. Представлены результаты металлографического исследования строения и фазового состава дискретного оксидного покрытия.

Ключевые слова: *дискретное оксидное покрытие, инструментальный материал, коронный разряд.*

A discrete oxide coating technology for tool material is proposed to increase wear resistance is offered. The results of a metallographic study of the structure and phase composition of a discrete oxide coating are presented.

Keywords: *discrete oxide coating, tool material, corona discharge.*

Введение

В современном машиностроительном производстве все большее применение находит сложное автоматизированное станочное оборудование. Эффективное использование такого оборудования возможно только при достаточной надежности его функционирования. Среди многих причин отказов станочного оборудования главными являются отказы режущего инструмента, который является наиболее слабым звеном технологической системы [1].

Для повышения режущих и стойкостных свойств инструмента используются многообразные способы поверхностного модифицирования и нанесения покрытий [2—9]. Нанесение износостойких покрытий является одним из эффективных способов повышения работоспособности режущих инструментов. Но в ряде случае эффективность покрытий недостаточна, поскольку режущие инструменты работают в условиях воздействия сложного комплекса факторов, например высоких контактных напряжений и температур, а также в условиях активного протекания физико-химических процессов. Разрушение покрытий в процессе резания начинается с образования в них трещин, возникновение которых связано в зависимости от условий резания с упругопластическими деформациями режущего клина инструмента, колебаниями температур и силовых нагрузок, возникающих в процессе резания. Поэтому для повышения долговечности сложнопрофильного режущего инструмента используют покрытия с различными легирующими элементами [2, 3, 7—9].

Процесс формирования покрытия приводит к появлению в нем сжимающих напряжений, которые увеличиваются по мере роста толщины покрытия. Значительный градиент остаточных напряжений между покрытием и основным металлом, возникающий из-за различий в модулях упругости E и коэффициентах Пуассона μ металла-основы и материала покрытия, является причиной снижения стойкости инструмента [3]. Химические соединения, традиционно используемые в качестве покрытий (карбиды, нитриды и оксиды), обладают существенно большими значениями E и меньшими значениями μ по сравнению с основным металлом. Поэтому состав и структура покрытия оказывают существенное влияние на характер распределения остаточных напряжений в поверхностном слое изделий. Формирование покрытий, имеющих низкие модули упругости и сдвига, возможно путем создания в покрытии фрагментов из пластичного материала: дискретное диффузионное покрытие предусматривает формирование структуры с участками без покрытия.

Цель работы — исследование строения и фазового состава дискретного оксидного покрытия на инструментальных материалах.

Материалы и методика проведения исследований

Для проведения исследований использовали образцы из быстрорежущих сталей Р6М5 (0,8...0,9 % C; 5,5...6,5 % W; 4,8...5,3 % Mo; 3,8...4,4 % Cr; 1,7...2,1 % V; ~80 % Fe), Р6М5К5 (0,84...0,92 % C; 5,7...6,7 % W; 4,8...5,3 % Mo; 3,8...4,3 % Cr; 1,7...2,1 % V; 4,7...5,2 % Co; ~75 % Fe) и металлокерамического твердого сплава ВК10ХОМ (88 % WC; 2 % TaC; 10 % Co). Нанесение дискретного оксидного покрытия проводили на экспериментальной установке, состоящей из устройства

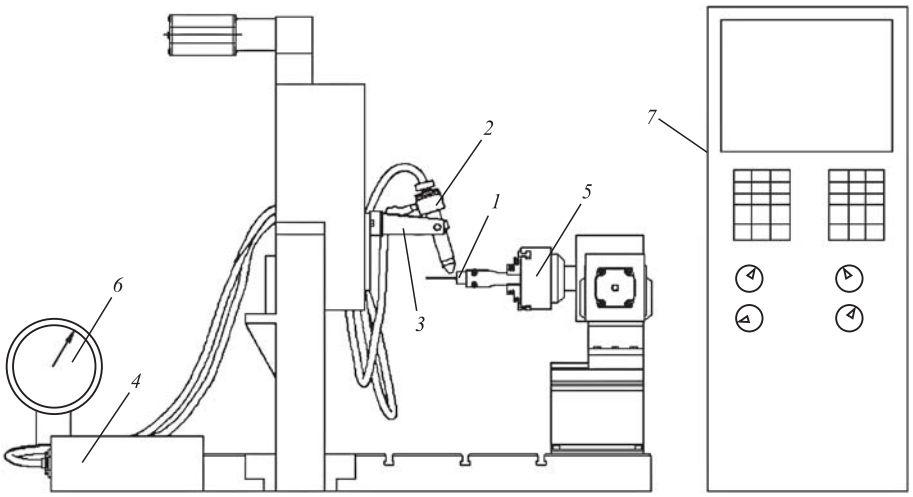


Рис. 1. Экспериментальная установка для нанесения дискретного оксидного покрытия: *1* — образец; *2* — сопло; *3* — крепежная стойка; *4* — блок питания; *5* — шпиндель для закрепления образца; *6* — манометр; *7* — система управления с ЧПУ

УИВ-1 с униполярной положительной короной и электромеханического блока, контролирующего пошаговое перемещение сопла (рис. 1). Устройство УИВ-1 представляет собой сопло-ионизатор, совмещающее в себе функции организации направленного воздушного потока и насыщения его положительными ионами. Система ЧПУ отслеживает процесс пошаговых перемещений сопла по заданной программе.

Металлографические исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM-5610 LV. Наличие низковакуумного режима работы микроскопа позволяет исследовать непроводящие неорганические и органические объекты без пробоподготовки и нанесения проводящих покрытий, т. е. получать изображение с реальной поверхности. Наличие двух типов детекторов позволяет получать изображения в режимах вторичных и обратно отраженных электронов. Электронный микроскоп JSM-5610 LV оснащен системой химического микроанализа EDX JED-2201, позволяющей проводить одновременный автоматический качественный и количественный химический анализ до 99 участков изображения исследуемого объекта. Характер распределения элементов по глубине определяли методом ионопучковой диагностики микро- и наноструктур в потоках ионов H^+, D^+, He^+ средних энергий (0,3...3,5) МэВ на аналитическом комплексе "Сокол-3" в Институте технологии микроэлектроники РАН (ИПТМ РАН). Метод ионопучковой диагностики основан на регистрации ионов, рассеянных в результате взаимодействия исходного ионного потока с материалом исследуемой мишени.

Микрорентгеноспектральный анализ покрытия проводили на установке JSM-5610 LV, позволяющей определить содержание элементов локального диффузионного покрытия с пошаговым сканированием образца электронным зондом в направлении, перпендикулярном к боковой поверхности образца в сечении микрошлифа. По числу шагов сканирования определяли толщину покрытия.

Результаты исследований и их обсуждение

В соответствии с рабочими гипотезами дискретное покрытие, так же как и сплошное, в своих локальных ячейках состоит из тонкого переходного нанослоя (ТПС); диффузионного слоя (ДС) и поверхностного нанослоя (ПНС) (рис. 2). Каждый слой имеет свои функции: ДС способствует росту запаса пластичности инструмента и жесткости инструментального материала, что, в свою очередь, снижает склонность режущего клина инструмента к потере формоустойчивости и упругим прогибам под воздействием термомеханических напряжений, возникающих при резании, и, таким образом, снижает вероятность хрупкого разрушения покрытия. ПНС повышает сопротивляемость усталостному разрушению, особенно в условиях повышенных контактных напряжений и циклического нагружения режущей части инструмента (операции прерывистого резания). ТПС обеспечивает совместимость покрытия с инструментальным материалом, сохраняя при этом прочность инструментального материала.

Рекомендуемые композиции слоев оксидных дискретных покрытий представлены в табл. 1. Характерная микроструктура дискретного покрытия на инструментальных материалах представлена на рис. 3.

Исследования с помощью сканирующего электронного микроскопа показали, что в покрытии размер зерна составляет 4 мкм.

Таблица 1

Рекомендуемые композиции слоев оксидных дискретных покрытий

Слой	Рекомендуемые композиции
ПНС	Оксидные соединения $MeO—O_2$: Fe_xO($x \sim 0,84...0,96$); Fe_2O_3; Fe_3O_4; $WO_2(\delta)$; Co_3O_4(II,III); CoO(II); $WO_{2,90}$; $WO_{2,72}$; TiO, Ti_2O и др.
ДС	Соединения Me—MeO: $W—W_xO_{3n-2}$, $Co—Co_xO_{3n-2}$, $Ti—Ti_xO_{3n-2}$, $Fe—Fe_xO_{3n-2}$
ТПС	Упрочняющие фазы $FeO(\alpha)$; $FeO(\beta)$; $FeO(\gamma)$; $WO_3(\alpha)$; $WO_3(\beta)$; $WO_3(\gamma)$; TiO (α) и др.

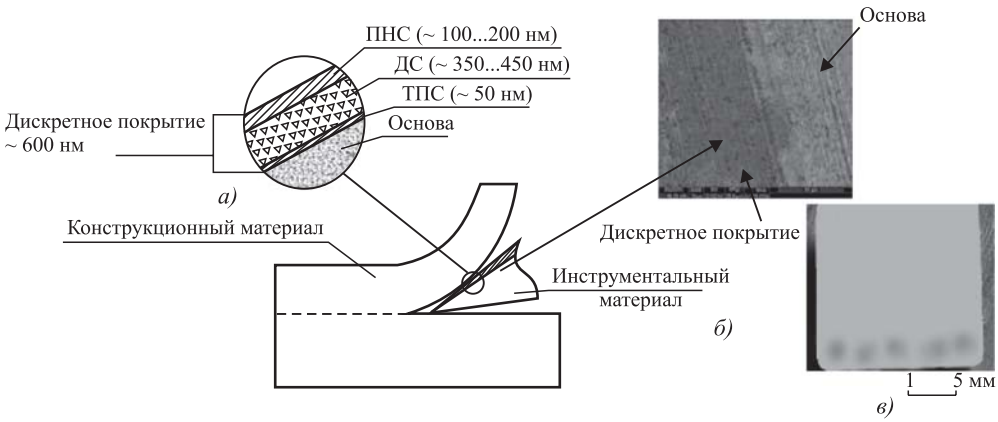


Рис. 2. Строение диффузионного покрытия:
а — строение единичного локального элемента; *б* — поверхностная структура покрытия; *в* — упорядоченная совокупность локальных элементов дискретного покрытия

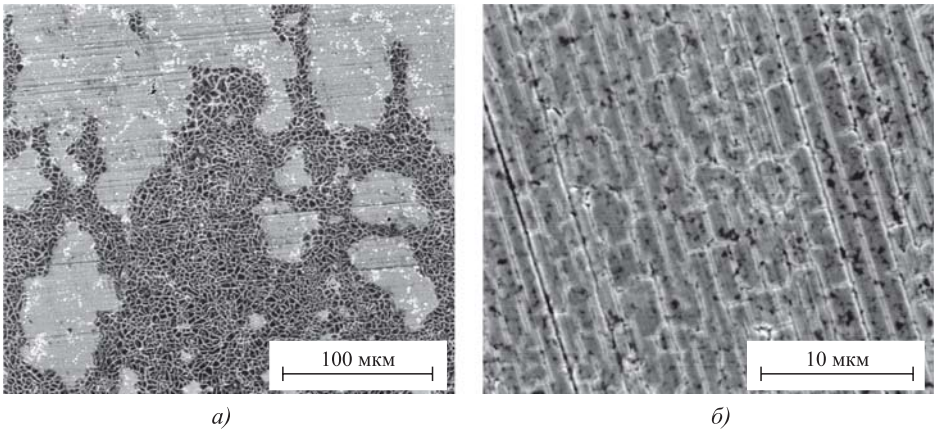


Рис. 3. Микроструктура поверхности образцов с дискретным покрытием:
а — Р6М5; *б* — ВК10ХОМ

Рентгеноспектральным анализом получено распределение элементов по глубине материала покрытия. В частности установлено, что для быстрорежущей стали Р6М5 в покрытии присутствуют элементы Fe, Cr, W, V, Mo, O (рис. 4); на глубине 300 нм содержание Fe составляет 67,7 %, тогда как на участке без покрытия — 73,7 %. Содержание Cr, W, V, Mo практически не изменяется по глубине покрытия, в то же время установлено, что кислород присутствует только в поверхностном слое покрытия (10,4 %) (табл. 2). Увеличение содержания кислорода в покрытии объясняется эффектом ионизации, достигающимся при использовании коронного разряда.

Таблица 2

Химический состав стали Р6М5 после дискретного упрочнения, % мас.

Исследуемая область	O	V	Cr	Fe	Mo	W
Вне покрытия	0	3,8	4,6	73,7	7,5	10,3
В покрытии	10,4	3,7	4,1	67,7	6,0	8,2

Таким образом, можно утверждать, что уменьшение содержания W и Fe в поверхностном слое обусловлено протеканием процесса окисления с образованием оксидов Fe_xO_y и, возможно, оксидов вольфрама.

В результате исследования по цветам побежалости установлено, что в состав покрытия на стали Р6М5 входят оксиды FeO, Fe_3O_4 и Fe_2O_3 (рис. 5, см. с. 2 обложки). Видно, что нанесение диффузионного покрытия не изменяет структуру металлической подложки (рис. 6).

Чередование оксидов на поверхности металла обусловлено изменением содержания кислорода в покрытии в процессе ионизации его молекул, находящихся в воздухе. Вначале при относительно высоком содержании кислорода происходит образование гематита (Fe_2O_3). Затем по мере снижения концентрации кислорода в воздухе под слоем гематита образуется слой магнетита (Fe_3O_4) и ниже слой вюстита ($Fe_{1-x}O$).

Полученные аналитическим путем данные по изменению состава оксидного покрытия по глубине образца дают возможность судить о динамике процесса насыщения приповерхностного слоя подложки кислородом.

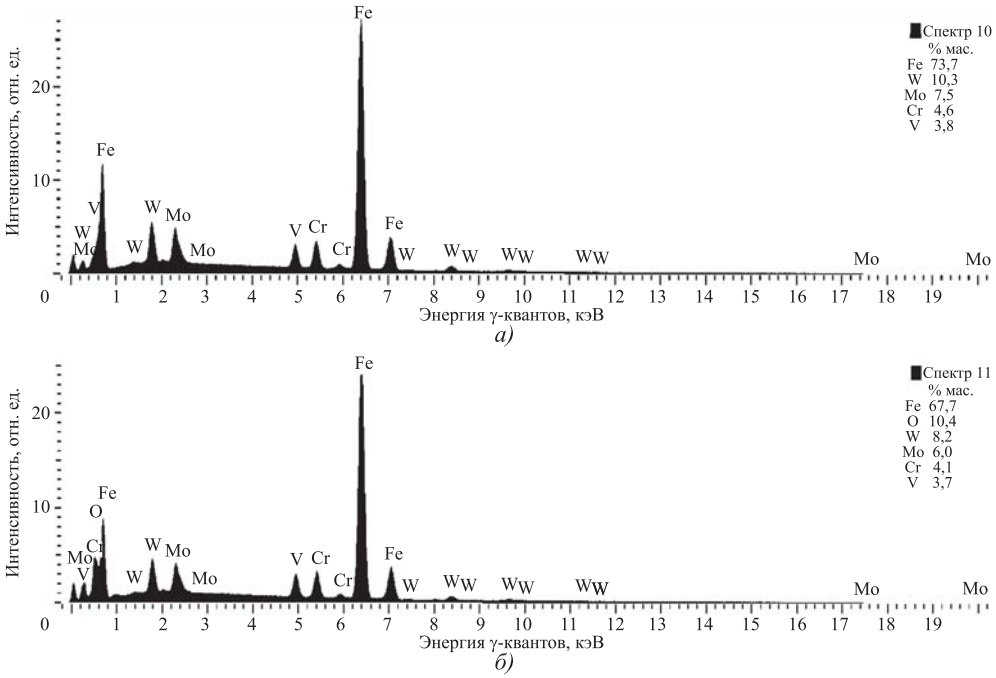


Рис. 4. Спектрограммы стали Р6М5:
а — вне покрытия; *б* — в покрытии

Сравнительный анализ дифрактограмм показал, что при конкретных режимах нанесения покрытия и длительности от 180 до 360 мин (в зависимости от физико-механических свойств материалов) изменение содержания кислорода в воздухе приводит к заметным изменениям фазового состава и структурного состояния. В стали Р6М5К5 отмечается смещение дифракционного максимума (110) Fe в области малых углов отражения (2*Q*), что свидетельствует об образовании α-твердого раствора железа, появляются следы β-фазы (FeO).

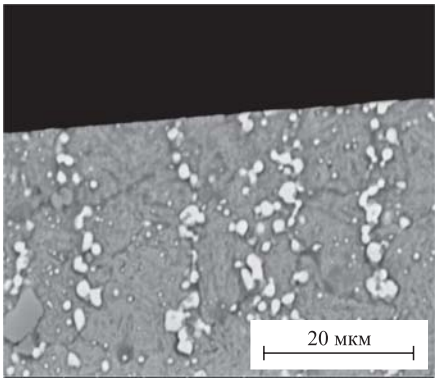


Рис. 6. Структура основы быстрорежущей стали Р6М5 после нанесения дискретного оксидного покрытия

Таблица 3

Элементный состав стали Р6М5К5, % ат.

Исследуемая область	Fe	Cr	C	W	V	Mo	Co	O
Без покрытия на глубине 5 мкм	84	3	1	4	3	2	4	0
С покрытием на глубине 0,3 мкм	76	3	1	4	3	2	4	8
С покрытием на глубине 5 мкм	84	3	1	4	3	2	4	0

При увеличении длительности оксидирования содержание кислорода в покрытии увеличивается. Спектральный анализ подтвердил, что в покрытии на быстрорежущей стали Р6М5К5 происходит образование главным образом оксидов железа, судя по снижению его атомарной концентрации (табл. 3). Таким образом, содержание кислорода, его распределение по глубине, фазовый состав оказывают сильное влияние на механические характеристики покрытия.

Микрорентгеноспектральным анализом подтверждено существенное уменьшение содержания W в покрытии: на глубине 250 нм содержание W составляет 76,28 %, тогда как без покрытия — 85,7 %; несколько снизилось содержание Co. В то же время установлено, что кислород присутствует только в поверхностном слое покрытия и содержание кислорода составляет примерно 14,72 % (рис. 7).

В покрытии на твердосплавном инструменте в результате окисления происходит образование преимущественно оксидов вольфрама: его концентрация в спектре значительно снижается (табл. 4). Таким образом, можно предположить, что уменьшение содержания вольфрама в поверхностном слое обусловлено протеканием процесса окисления с образованием оксидов W_xO_y.

Исследования по цветам побежалости на твердосплавном материале подтверждают, что в состав по-

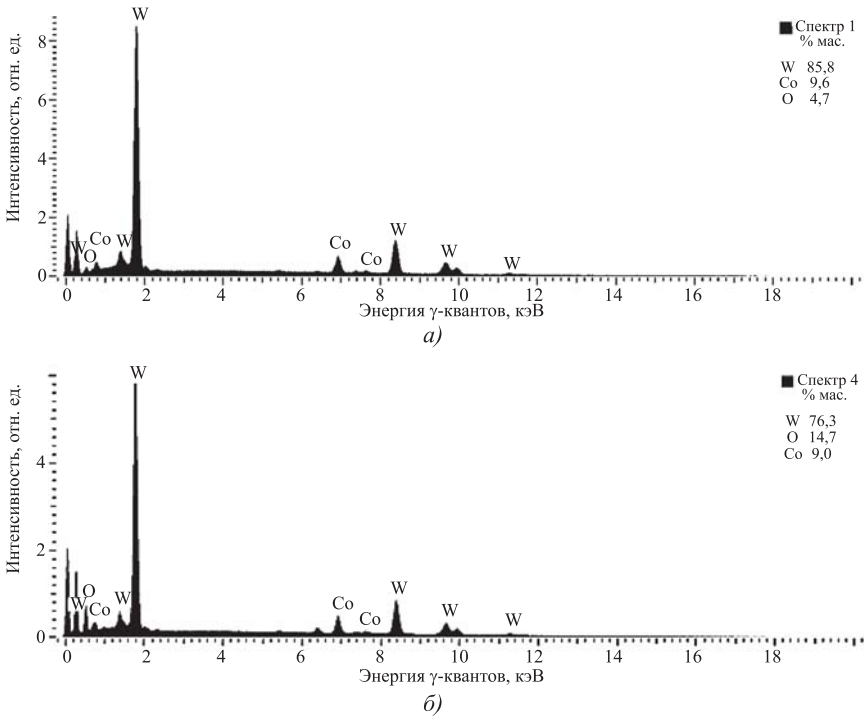


Рис. 7. Спектрограммы сплава ВК10ХОМ:
а — вне покрытия; *б* — в покрытии

Таблица 4

Химический состав сплава ВК10ХОМ, % мас.

Исследуемая область	O	W	Co
Вне покрытия	4,68	85,7	9,62
В покрытии	14,72	76,28	9,01

крытия входят оксиды вольфрама: триоксид вольфрама $WO_3(\alpha)$; $WO_3(\beta)$, $WO_3(\gamma)$; диоксид вольфрама $WO_2(\delta)$; оксиды кобальта (II, III) Co_3O_4 и оксид кобальта (II) CoO (рис. 8, см. с. 2 обложки).

Выводы

Технология поверхностного упрочнения быстрорежущих сталей и сплавов путем нанесения дискретного оксидного покрытия на инструмент зависит от химического состава упрочняемого материала. Оптимальный состав покрытия для сталей: Fe_2O_3, Fe_3O_4, $Fe_{1-x}O$, а для металлокерамического твердого сплава: WO_3, WO_2, Co_3O_4, CoO.

Дискретное покрытие препятствует распространению трещины, а следовательно, способствует увеличению стойкости инструмента в процессе эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Максимов Ю.В.** Обеспечение качества обработки плунжеров автотракторных гидроцилиндров // Вестник машиностроения. 1999. № 3. С. 25—27.

2. **Табаков В.П., Чихранов А.В., Гатауллов И.Н.** Разработка технологии нанесения многоэлементных износостойких покрытий на основе нитрида титана // Сб. тр. III Междунар. науч.-техн. конф. "Наукоемкие технологии в машиностроении и двигателестроении" (ТМ-2012). Ч. 1. 2012. С. 142—147.

3. **Чекалова Е.А.** Азотирование в плазме несамостоятельного газового разряда — метод повышения эффективности инструмента из быстрорежущей стали // Сб. тр. XI Междунар. науч.-техн. семинара. Харьков, НТУ "ХПИ". 2001. С. 223—227.

4. **Александров В.А., Богданов К.В.** Азотирование инструмента из высокохромистых и быстрорежущих сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 5. С. 14—17.

5. **О возможности** получения наноструктурированных покрытий на стальных изделиях модифицированием поверхности / Л.Г. Петрова, И.С. Белашова, В.А. Александров и др. // Вестник московского авиационного института. Т. 21. 2014. № 2. С. 75—82.

6. **Effect** of ultrasonic cavitation on nitride steel surface layer condition / V.M. Prikhod`ko, V.A. Aleksandrov, D.S. Fatyukhin, L.G. Petrova // Metal Science and Heat Treatment. 2015. T. 57. № 5—6. P. 300—303.

7. **Чудина О.В., Брежнев А.А.** Поверхностное легирование углеродистых инструментальных сталей с использованием лазерного нагрева // Технология металлов. 2014. № 2. С. 19—24.

8. **Чудина О.В.** Моделирование процессов азотирования железной матрицы, дискретно легированной при лазерном нагреве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 4. С. 24—29.

9. **Белашова И.С., Шашков Д.П.** Изменение механических и тепловых характеристик инструментальных сталей при лазерном легировании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 4. С. 39—43.

УДК 621.787

А.В. Щедрин, В.Б. Есов, В.Ф. Алешин, К.О. Климочкин
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана),
И.В. Косарев
(АО "НПП Респиратор", г. Орехово-Зуево),
Н.Ю. Чихачева
(Академия проблем качества, г. Москва)
E-mail: klimochkin@bmstu.ru

Повышение эффективности комбинированного дорнования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности отверстия обрабатываемой заготовки

Проведены сравнительные экспериментальные исследования методов комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемого цветного сплава с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях применения металлоплакирующей смазки, реализующей фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского"; установлены оптимальные характеристики метода обработки.

Ключевые слова: *регулярный микрорельеф, металлоплакирующая смазка, удельная сила обработки, качество обработки, дорнование.*

Conducting comparative experimental research of combined burnishing methods in workpieces made of no sanding non-ferrous alloy with a regular microgeometry surface and metal plaque lubricant realizing fundamental scientific discovery "the effect of the friction wearlessness by Garkunov—Kragelsky". Optimal processing characteristics of the method have been found.

Keyword: *regular microgeometry, metal plaque lubricant, specific processing force, quality of processing, burnishing.*

Введение

Как свидетельствуют результаты работ [1—6], совместное использование инструментов с регулярной микрогеометрией воздействующей поверхности [7, 8], а также инновационных технологий применения современных металлоплакирующих смазок, реализующих "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского" [9], позволяет существенно повысить эффективность методов комбинированного дорнования отверстий [10].

Как показывает системный анализ [11—13] данного метода обработки, дальнейшее повышение его эффективности может идти по пути регуляризации микрогеометрии поверхности отверстий обрабатываемых заготовок, например с помощью регулируемых дорнов (а. с. № 366036, № 579077, СССР).

Методика проведения исследований

Для оценки повышения эффективности дорнования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности отверстий обрабатываемых заготовок провели следующие экспериментальные исследования.

В качестве экспериментальных образцов-заготовок использовали втулки из латуни марки ЛС 59-1 (115 НВ) с наружным диаметром 39 мм и высотой 40 мм. Предварительная обработка отверстий — растачивание с параметром шероховатости иррегулярного микрорельефа (ИМР) поверхности Ra = 0,24...0,92 мкм. Характерная продольная профилограмма ИМР поверхности отверстия образцов-заготовок после растачивания представлена на рис. 1, *а*.

В качестве обрабатывающего инструмента использовали дорн из быстрорежущей стали марки Р5М6

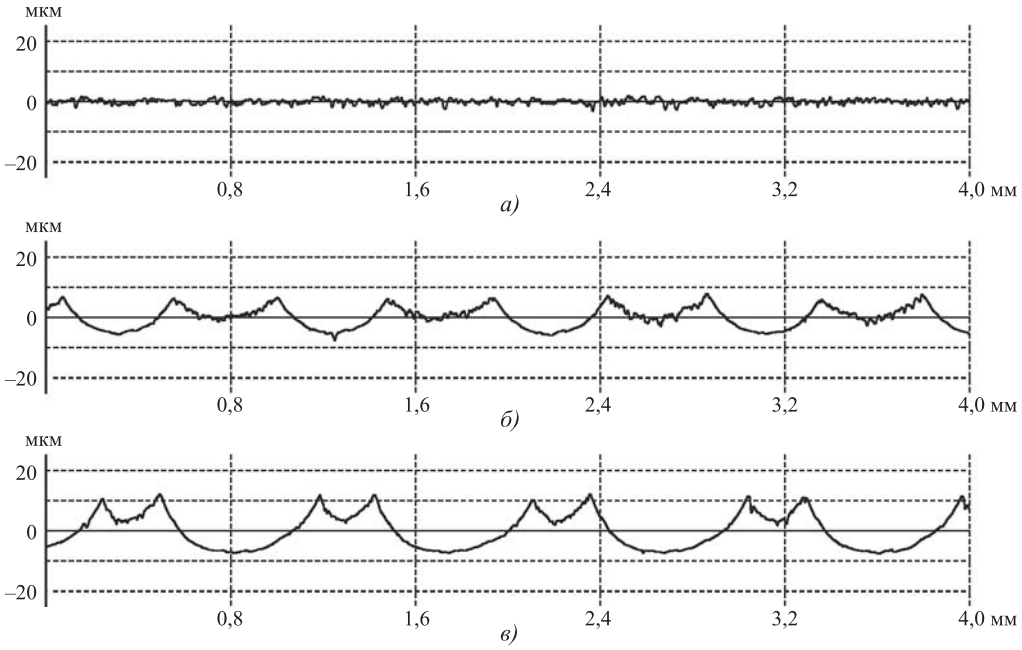


Рис. 1. Продольные профилограммы поверхности отверстия образцов-заготовок:
а — ИМР; *б* — РМР, $Г_к$ = 10 мкм; *в* — РМР, $Г_к$ = 20 мкм

диаметром 20,2 мм с углами рабочего и обратного конусов 5° и шириной калибрующей ленточки 7 мм. Воздействующую поверхность дорна упрочняли однозаходным винтовым регулярным микрорельефом (РМР) с радиусом канавок 1,5 мм, шагом 0,5 мм и первоначальной глубиной на участке калибрующей ленточки 8 мкм [14]. Номинальную абсолютную деформацию отверстия образцов-заготовок на диаметр $i_н$ варьировали в диапазоне 0,1...0,3 мм. Скорость дорнования 0,05 м/мин. Технологическая смазка: минеральное масло марки И-40 и его смесь (10 % об.) с многофункциональной металлоплакирующей присадкой "Валена" [1, 2, 9], реализующей "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского".

РМР на поверхности отверстий образцов-заготовок выполняли в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм с шагом 1 мм, глубиной канавки $Г_к$ 10 мкм (рис. 1, *б*) и 20 мкм (рис. 1, *в*).

Результаты исследований

На рис. 2 представлены зависимости удельной силы дорнования от абсолютной фактической деформации отверстия образцов-заготовок, характера и параметров микрогеометрии его поверхности, а также от вида применяемой смазки. Их анализ показывает, что РМР поверхности отверстия образцов-заготовок в комплексе с металлоплакирующей смазкой обеспечивает минимум удельной силы в узком диапазоне $i_ф$ = 0,16...0,19 мм. Такой эффект объясняется большей маслоемкостью РМР по сравнению с ИМР (см. рис. 1), а также развитой дислокационной структурой поверхности отверстия с РМР, ускоряющей химические реакции с компонентами металлоплакирующей смазки. Другая причина — различие в формировании параметров очага деформации [15] при дорновании отверстий образцов-заготовок с ИМР [5, 6] и РМР на поверхности (рис. 3, 4). При наличии ИМР поверхности отверстия (см. рис. 3) на рабочем конусе инструмента возникает положительная волна внеконтактной деформации. При наличии РМР поверхности отверстия (см. рис. 4) высота волны внеконтактной деформации меньше из-за отсутствия сплошности деформирующегося слоя, так как часть материала волны идет на заполнение каждой канавки РМР.

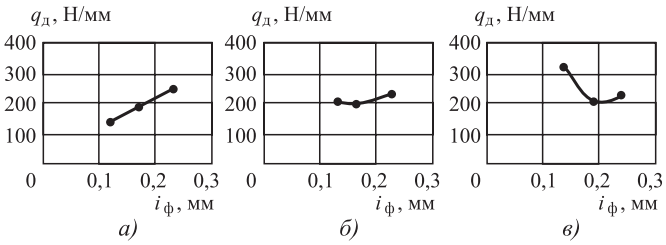


Рис. 2. Зависимости удельной силы дорнования $q_д$ от абсолютной фактической деформации $i_ф$ отверстия образцов-заготовок, характера и параметров микрогеометрии его поверхности и вида применяемой смазки:
а — ИМР, смазка И-40; *б* — РМР, смазка И-40 + 10 % "Валены", $Г_к$ = 10 мкм; *в* — РМР, смазка И-40 + 10 % "Валены", $Г_к$ = 20 мкм

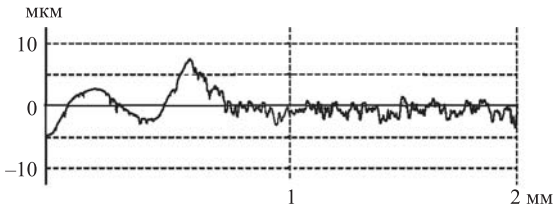


Рис. 3. Продольная профилограмма очага деформации при дорновании отверстия образца-заготовки с ИМР поверхности ($i_ф$ = 0,17 мм, смазка И-40)

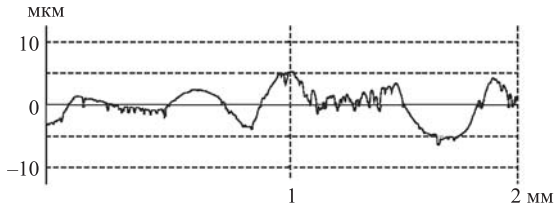


Рис. 4. Продольная профилограмма очага деформации при дорновании отверстия образца-заготовки с РМР поверхности ($Г_к$ = 10 мкм, $i_ф$ = 0,17 мм, смазка И-40 + 10 % "Валены")

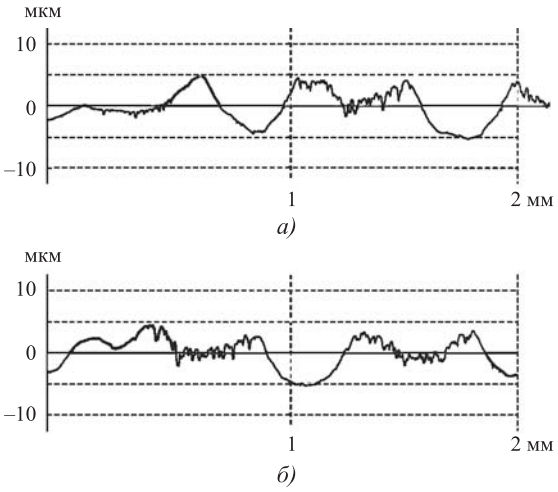


Рис. 5. Продольные профилограммы очага деформации при дорновании отверстия образца-заготовки с РМР поверхности ($Г_к$ = 20 мкм, $i_ф$ = 0,17 мм, смазка И-40 + 10 % "Валены"):
а — начальная стадия заполнения канавки РМР поверхности отверстия образца-заготовки; *б* — конечная стадия заполнения канавки РМР поверхности отверстия образца-заготовки

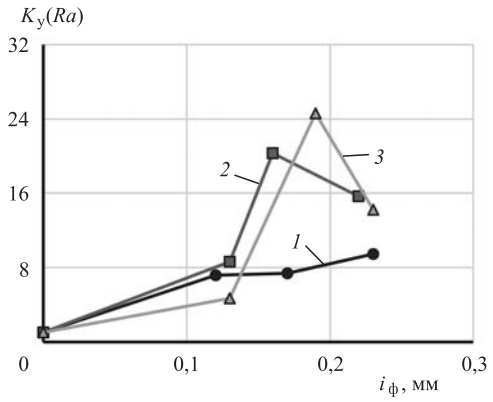


Рис. 6. Общая зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности отверстий образцов-деталей $K_у$ (*Ra*) от абсолютной фактической деформации, вида применяемой смазки, характера и параметров микрогеометрии поверхности отверстий образцов-заготовок:
1 — ИМР, смазка И-40; *2* — РМР, $Г_к$ = 10 мкм, смазка И-40 + 10 % "Валены"; *3* — РМР, $Г_к$ = 20 мкм, смазка И-40 + 10 % "Валены"

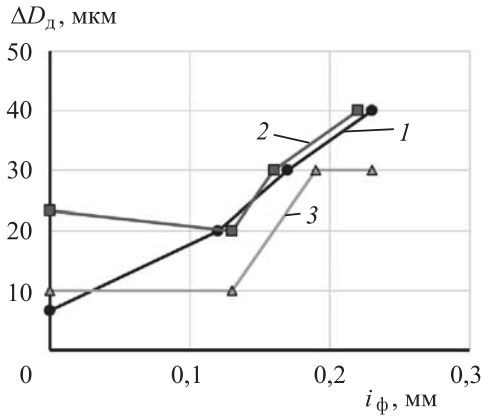


Рис. 7. Общая зависимость поля рассеяния диаметра отверстия образцов-деталей $\Delta Д_д$ от абсолютной фактической деформации, вида применяемой смазки, характера и параметров микрогеометрии поверхности образцов-заготовок:
1 — ИМР, смазка И-40; *2* — РМР, $Г_к$ = 10 мкм, смазка И-40 + 10 % "Валены"; *3* — РМР, $Г_к$ = 20 мкм, смазка И-40 + 10 % "Валены"

Заполнение канавки РМР на промежуточной стадии представлено на рис. 4, а заполнение канавок РМР на начальной и конечной стадиях трансформации деформируемого слоя — на рис. 5. Дополнительно, как это видно на рис. 5, *б*, меньшая по высоте волна внеконтактной деформации формируется из материала деформируемого слоя, расположенного между первичными канавками РМР (см. рис. 1, *б*, *в*), в области "наплывов" на их краях, образующих вторичные канавки [16] с развитой дислокационной структурой.

На рис. 6 представлена общая зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности получаемых отверстий образцов-деталей [1—7]. Ее анализ показывает существенную деформацию исходных выступов РМР поверхности отверстий образцов заготовок (частные зависимости *2*, *3*) за счет интенсификации "эффекта Ребиндера" вследствие наличия больших объемов металлоплакирующей смазки, содержащей поверхностно-активные вещества, по аналогии с [16].

На рис. 7 приведена общая зависимость поля рассеяния диаметра отверстия получаемых образцов-деталей. Ее анализ показывает (частные зависимости *2* и *3*), что предварительное выполнение РМР на поверхности от-

верстия образцов-заготовок, а также металлоплакирующая смазка обеспечивают более высокую размерно-геометрическую точность. Причиной такого эффекта является образование жесткого каркаса из винтовых канавок РМР, препятствующих деформационным искажениям отверстия при дорновании, по аналогии с [16].

Заключение

Показана эффективность применения регулярного микрорельефа на обрабатываемой поверхности заготовок в условиях применения современных металлоплакирующих смазок, реализующих "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского".

Полученные результаты позволяют расширить информационную базу современных "систем искусственного технологического интеллекта" [11—13], применяемых для целенаправленного совершенствования существующих [10] и синтеза инновационных методов деформирующей и комбинированной обработки в условиях реализации фундаментального научного открытия "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского" [9—17].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Совершенствование** методов комбинированной обработки на основе применения "эффекта безызносности" / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2011. № 6. С. 25—29.

2. **Влияние** металлоплакирующей присадки "Валена" на показатели комбинированной обработки / М.А. Зинин, С.А. Гаврилов, А.В., Щедрин Д.Н. Гаркунов // Вестник машиностроения. 2011. № 9. С. 77—80.

3. **Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Оптимизация рецептуры металлоплакирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 9. С. 76—79.

4. **Влияние** угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий / А.В. Щедрин и др.// Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 20—24.

5. **Щедрин А.В., Поляков А.О.** Влияние металлоплакирующих смазочных материалов на процесс комбинированного прошивания отверстий // Вестник машиностроения. 2015. № 4. С. 71—75.

6. **Технологические возможности** метода комбинированного прошивания отверстий с противодавлением металлоплакирующих смазок / А.В. Щедрин и др. // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 9. С. 30—35.

7. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А.** Повышение эффективности комбинированной обработки отверстий на основе регуляризации микрогеометрии поверхности рабочих элементов инструментов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 6. С. 14—19.

8. **Щедрин А.В., Тангенгольц А.Б.** Совершенствование характеристик инструмента для деформирующе-выглаживающего прошиваниия отверстий // Машиностроитель. 2002. № 11. С. 20—23.

9. **Трибология** на основе самоорганизации / Д.Н. Гаркунов, Э.Л. Мельников, В.Г. Бабель и др. // Германия: LAMBERT. 245 с.

10. **Энциклопедия** поверхностного пластического деформирования / под ред. С.А. Зайдеса. Иркутск: Изд-во ИРНИТУ, 2015. 396 с.

11. **Трибология** как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических обьектов / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15—20.

12. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачева Н.Ю.** Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 17—20.

13. **Ярославцев В.М.** Разработка методологии поиска новых методов обработки и ее практическая реализация // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2007. № 2. С. 56—70.

14. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А.** Комплексное исследование эффективности метода комбинированной прошивки отверстий с противодавлением технологической смазки // Технология машиностроения. 2009. № 9. С. 17—20.

15. **Формирование** очагов деформации при охватывающем поверхностном пластическом деформировании / А.В. Щедрин и др. // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 10. С. 3—7.

16. **Повышение** эффективности комбинированной охватывающей обработки / А.В. Щедрин, А.А. Кострюков, Н.Ю. Чихачева, К.О. Климочкин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5. С. 12—16.

17. **Технологическая** трибология на основе самоорганизации / А.В. Щедрин, А.Ю. Козлов, Н.Ю. Чихачева и др. // Германия: LAMBERT. 85 с.

УДК 621.793:621.785.532

В.А. Кукареко, А.Н. Григорчик, М.А. Белоцерковский, А. В. Сосновский
(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск)
E-mail: v_kukareko@mail.ru

О природе формирования метастабильной аустенитной структуры при газотермическом напылении высокохромистой стали мартенситного класса 95Х18

Изучены структурно-фазовое состояние и дюрометрические свойства покрытий из высокохромистой мартенситной стали 95Х18, полученных методом высокоскоростной электрометаллизации. Установлено, что нанесение покрытий с использованием газа МАФ (метилацетилен-алленовая фракция) при формировании распыляющего факела приводит к снижению концентрации углерода в напыленном покрытии до ≈ 0,6 % мас. Проведены послойное исследование содержания γ-фазы и определение твердости на различных глубинах покрытия. Показано, что условия формирования напыленного слоя приводят к изотермической выдержке покрытий в интервале промежуточного (бейнитного) превращения и замедленному их охлаждению в интервале температур мартенситного превращения, что способствует образованию повышенного количества метастабильной γ-фазы, а также увеличению твердости поверхностных слоев. Сделано заключение, что аномально высокое содержание аустенита в покрытиях из мартенситной стали связано с их насыщением азотом и изотермической выдержкой в области бейнитного превращения в процессе металлизации.

Ключевые слова: *газотермические покрытия, высокоскоростная электрометаллизация, фазовый состав, микротвердость, содержание углерода, метастабильный аустенит, параметр решетки.*

The structure and microhardness of high velocity oxygen fuel (HVOF) thermal-sprayed coating from high-chromium martensitic steel 95Cr18 have been investigated. It was found that the formation of thermal sprayed coating using MAF (methylacetylen-allenic fraction) as a pulverizing gas leads to reduction of carbon content in the coating down to 0,6 mass %. The amount of γ-phase on the various depths of the coating has been determined. It was shown that the conditions of formation of the sprayed layers results in isothermal exposure of the coating in the region of intermediate (bainitic) transformation and slow cooling of the coating in the region of martensitic transformation ensuring the formation of relatively high content of metastable γ-phase and increasing the microhardness of the surface layer of the coating. It was concluded that ultra-high content of austenitic phase in the HVOF thermal-sprayed coating from martensitic steel results from nitrogen saturation of the coating and its isothermal exposure in the region of bainitic transformation during the spraying process.

Keywords: *thermal spray coating, hypersonic metallization, phase composition, microhardness, carbon content, metastable austenite, lattice parameter.*

Введение

Методы газотермического напыления покрытий с использованием проволочных материалов лежат в основе перспективных, экономичных и интенсивно развивающихся аддитивных технологий, позволяющих формировать поверхностные слои деталей машин и механизмов машиностроительного профиля с требуемыми физико-механическими характеристиками. Среди широко используемых методов формирования покрытий распылением проволок наиболее высокие свойства обеспечивает метод высокоскоростной металлизации (ВМ), отличающийся от традиционной электродуговой металлизации (ЭДМ) использованием непрерывного источника энергии для нагрева газа, распыляющего расплавленные в дуге проволоки.

В процессе ВМ распыление жидкого металла, образующегося в результате теплового воздействия электрической дуги на торцы двух проволочных электродов, производится струей продуктов сгорания МАФ-воздушной смеси. При этом скорость струи на выходе из сопла достигает 1500 м/с при температуре 2200 К. Скоростной напор потока при ВМ составляет $23{,}5 \cdot 10^4$ кг/(м · с^2), что втрое больше, чем при плаз-

менном напылении. Это позволяет частицам расплавленного металла двигаться в потоке со скоростью свыше 400 м/с и формировать покрытия, имеющие вдвое выше прочность сцепления с подложкой, чем при ЭДМ. Методом ВМ формируют покрытия с пористостью до 2 % для цветных металлов и до 4 % для стальных композиционных проволок. Прочность сцепления на отрыв напыленных слоев составляет 45...60 МПа [1, 2].

Трибомеханические свойства покрытий, полученных распылением проволок из хромсодержащих сталей мартенситного класса методом ВМ, достаточно хорошо представлены в работах [3—5]. Показано [4, 5], что эти покрытия содержат аномально высокое количество метастабильной γ-фазы (более 35 % об.). Образование большого количества метастабильного аустенита в газотермическом покрытии обеспечивает ему высокую износостойкость вследствие протекающего при трении деформационно-активированного $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения, что позволяет использовать покрытия в высоконагруженных узлах трения [2—4]. Вместе с тем подробно не исследован механизм появления и сохранения метастабильного аустенита в газотермических покрытиях из высокохромистой мартенситной стали 95Х18. В связи с этим **цель настоящей работы** — установление закономерностей формирования фазового состава и дюрометрических свойств газотермического покрытия из мартенситной стали 95Х18 при высокоскоростной металлизации.

Материалы и методики исследований

Покрытия из проволочной стали 95Х18 наносили с использованием установки АДМ-10, разработанной в Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси. В качестве горючего газа для формирования распыляющего факела использовали метилацетиленалленовую фракцию (МАФ). Напыление покрытия осуществляли в непрерывном режиме до требуемой толщины (≈ 0,85...0,90 мм). Скорость полета распыляемых частиц составляла 400...500 м/с, размер частиц — 5...20 мкм. Пористость напыленных покрытий ≈ 4 % об. Покрытие наносили на пластины (50×25×5 мм), изготовленные из стали 45. Химический состав распыляемой проволоки представлен в табл. 1.

Содержание углерода в напыленном покрытии определяли на экспресс-анализаторе АН-7529М. Фазовое состояние покрытий исследовали на дифрактометре ДРОН-2.0 в монохроматизированном кобальтовом (Co K_α) излучении при напряжении 30 кВ и анодном токе 10 мА. Рентгенограммы расшифровывали при помощи программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2. Параметр решетки аустенита рассчитывали по дифракционной линии 222. Твердость по Виккерсу измеряли на твердомере DuraScan 20 при нагрузке на индентор *P*, равной 100 гс и 10 кгс.

Таблица 1

Химический состав проволочной стали 95Х18 (содержание элементов, % мас.)

C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	Fe
0,96	18,50	0,60	0,20	0,80	0,80	Основа

Результаты исследований и их обсуждение

Закаленная проволочная сталь 95Х18 (закалка в масло с 1100 °С) содержит фазы α-Fe, γ-Fe и $Cr_{23}C_6$. Содержание остаточного аустенита в закаленной проволоке составляет ≈ 15 % об., а параметр его кристаллической решетки a_γ = 0,35970 нм. Содержание углерода в закаленной проволоке, определенное с помощью выражения [6]

$$C\,(\%\ \text{мас.}) = (a_\gamma - 3{,}555)/0{,}044, \qquad (1)$$

соответствует 0,95 % мас., что хорошо согласуется с химическим составом проволоки

В результате напыления проволок из стали 95Х18 формируется покрытие, представляющее собой многослойный композит, содержащий перемежающиеся металлические и оксидные прослойки (рис. 1). Суммарное содержание оксидов в покрытии достигает ≈ 25 % об. Содержание углерода в газотермическом покрытии из стали 95Х18 существенно снижается (до ≈ 0,6 % мас.) по сравнению с его содержанием в исходной стали, что связано с окислением углерода при распылении проволоки газом МАФ.

Результаты послойного исследования фазового состава и твердости покрытия из стали 95Х18 представлены в табл. 2 и на рис. 2, 3.

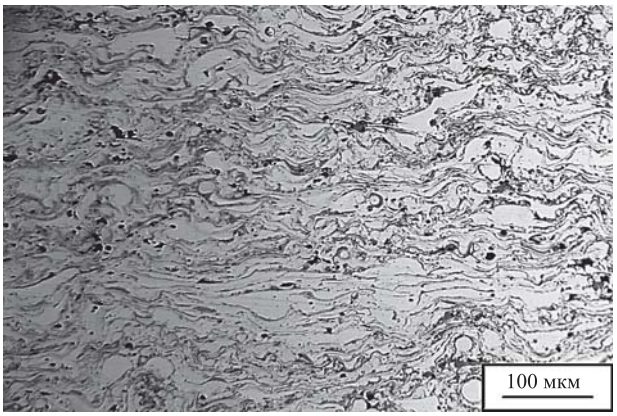


Рис. 1. Характерная микроструктура газотермического покрытия из стали 95Х18

Таблица 2

Объемное содержание фаз по глубине газотермического покрытия из стали 95Х18, напыленного с использованием распыляющего газа МАФ

Глубина, мм	V_α, % об.	V_γ, % об.	$V_{Fe_3O_4}$, % об.	V_{FeO}, % об.
0	13	52	29	6
0,15	8	68	22	2
0,25	9	73	17	1
0,45	8	69	23	0
0,60	8	70	22	0
0,75	10	69	21	0
0,80	7	72	21	0
0,85	7	75	18	0

Анализ приведенных данных показывает, что покрытие из стали 95Х18 наряду с высоким содержанием оксидов Fe_3O_4 и FeO характеризуется также аномально большим количеством метастабильной аустенитной фазы. В частности, содержание аустенита в покрытии составляет от 52 до 75 % об. При этом минимальное содержание γ-фазы (V_γ = 52 % об.) приходится на поверхностные слои покрытия, а максимальное содержание аустенита в покрытии (V_γ = 75 % об.) регистрируется в слоях, прилегающих к подложке.

Центральная часть покрытия содержит промежуточное количество метастабильного аустенита, составляющее от 68 до 73 % об. (см. рис. 2, табл. 2). Представленное на рис. 3 распределение твердости по глубине покрытия достаточно хорошо согласуется с данными по содержанию в нем аустенита (см. рис. 2, табл. 2). В частности, поверхностные слои покрытия, содержащие пониженное количество γ-фазы, имеют максимальное значение твердости, составляющее ≈ 500 HV 0,1 (см. рис. 3). Далее, по мере удаления от поверхности в более глубокие слои покрытия, его твердость снижается и на глубине 0,8...1,0 мм составляет 250...300 HV 0,1 (рис. 3). Последнее связано с повышенным содержанием аустенита в подповерхностных слоях покрытия. Для понимания природы формирования метастабильной аустенитной структуры представляли интерес определение параметра решетки γ-фазы и содержания в ней углерода на различных глубинах покрытия, а также сравнение полученных данных с параметром решетки аустенита и содержанием в нем углерода для случая закаленной стали 95Х18.

Значения a_γ аустенита и содержания в нем углерода, рассчитанные с помощью выражения (1), в зависимости от глубины анализируемого слоя газотермического покрытия из стали 95Х18 представлены на рис. 4. Установлено, что параметр решетки аустенита a_γ = 0,36075...0,36095 нм, что соответствует содержанию углерода в аустените 1,19...1,24 % мас. Таким образом, в напыленном газотермическом покрытии регистрируется аномально высокое количество метастабильного аустенита с содержанием углерода, существенно превышающим его номинальное содержание в исходной проволочной стали и покрытии.

Повышение содержания углерода в аустенитной фазе газотермического покрытия, на первый взгляд, может быть объяснено протеканием диффузионного перераспределения между α- и γ-фазой в процессе фор-

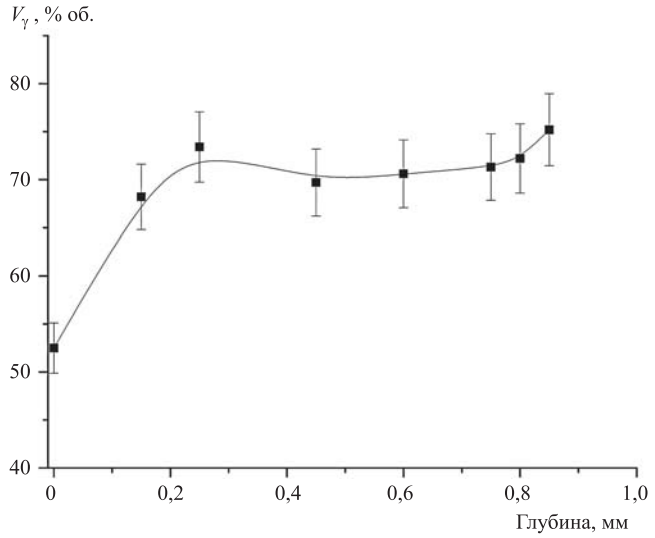


Рис. 2. Распределение аустенита по глубине газотермического покрытия из стали 95Х18, напыленного с использованием распыляющего газа МАФ

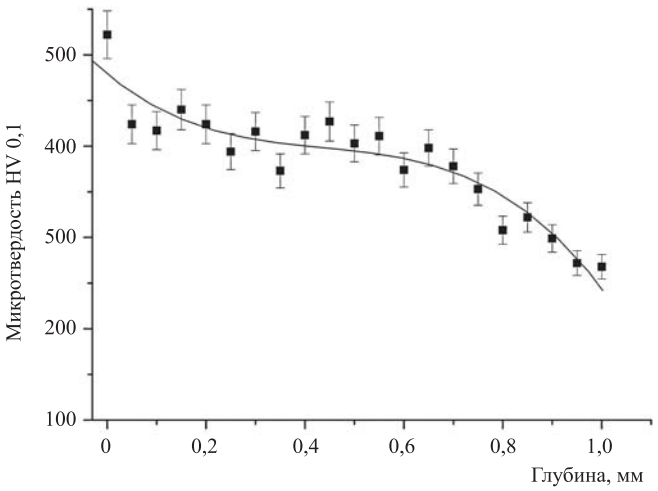


Рис. 3. Распределение твердости по глубине газотермического покрытия из стали 95Х18, напыленного с использованием распыляющего газа МАФ

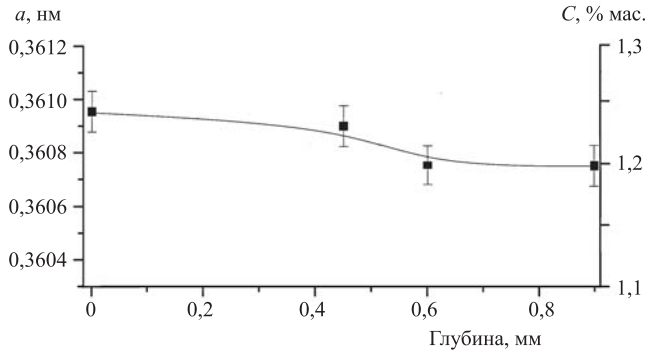


Рис. 4. Зависимости параметра решетки аустенита и расчетного содержания в нем углерода от глубины анализируемого слоя покрытия

мирования и охлаждения покрытия. В частности, при формировании покрытия происходят циклические охлаждение и нагрев напыляемых слоев покрытий. Так, первый слой расплавленных частиц, попадая на холодную стальную подложку, вначале охлаждается достаточно быстро, однако напыление последующих слоев приводит к разогреву первого слоя и его дальнейшему замедленному охлаждению. В частности, известно [7], что газотермическое напыление углеродистой стали приводит к разогреву материала подложки до 250...300 °С и сохранению температуры на указанном уровне до конца процесса металлизации.

Температура начала мартенситного превращения $M_н$ для покрытия с содержанием углерода C = 0,6 % мас. составляет ≈ 250 °С [8]. Таким образом, условия формирования газотермических покрытий при напылении приводят к его выдержке при температурах 250...300 °С, превышающих температуру $M_н$, и последующему замедленному охлаждению в интервале мартенситного превращения, т. е. при напылении покрытия фактически реализуются условия ступенчатой закалки с изотермической выдержкой в области повышенных температур, приводящей к увеличению содержания аустенита в покрытии [6, 9, 10]. При этом замедленное охлаждение или выдержка сплава в области бейнитного превращения способствует перераспределению углерода между α- и γ-фазой и повышению концентрации углерода в аустенитной фазе [10].

Однако при содержании в газотермическом покрытии ≈ 10 % об. α-фазы (табл. 2) перераспределение углерода между α- и γ-фазой не может привести к возрастанию концентрации углерода в аустенитной фазе до значений 1,19...1,24 % мас. Можно полагать, что увеличенный параметр решетки аустенитной фазы газотермического покрытия связан с присутствием в этой фазе помимо атомов углерода также и других атомов внедрения. В частности, в процессе гиперзвуковой металлизации в области дугового разряда происходит ионизация молекул газов (в частности, азота N_2), содержащихся в воздухе, используемом для создания распыляющей струи. В результате этого ионизированные атомы азота взаимодействуют с напыляемыми частицами и могут входить в состав покрытий. По данным, приведенным в литературе [7], содержание нитридов в напыленном электродуговым методом стальном покрытии может достигать 1,5 % мас.

Поскольку данные рентгеноструктурного анализа покрытий из стали 95Х18 не подтверждают присутствия в нем нитридов и свидетельствуют об аномально высоком содержании примесей внедрения в аустените, то можно полагать, что в процессе напыления происходит обогащение расплавленных капель высокохромистой стали атомами азота. Легирование азотом частиц распыляемой стали 95Х18 будет приводить к существенному возрастанию параметра кристаллической решетки аустенитной фазы и ее стабилизации.

Таким образом, на основании полученных в работе данных, можно полагать, что аустенитная фаза газотермического покрытия имеет повышенную концентрацию атомов внедрения (углерода и азота), приводящих к снижению температуры начала мартенситного превращения. При этом длительная выдержка покрытия при температурах выше 250...300 °С в процессе металлизации приводит к стабилизации в нем повышенного количества аустенитной фазы [6, 10]. Последующее относительно медленное охлаждение до комнатных температур подповерхностных слоев покрытия, содержащих обогащенную атомами внедрения аустенитную фазу, не сопровождается фазовым γ → α-переходом в них. Поверхностные слои покрытия, охлаждающиеся с наиболее высокой скоростью, не подвергаются изотермической выдержке при температуре бейнитного превращения, что приводит к относительно пониженному содержанию в них аустенитной фазы.

Рассмотренный механизм формирования структуры покрытия позволяет разработать рекомендации по технологическим режимам газотермического напыления покрытий из высокоуглеродистых мартенситных сталей типа 95Х18, обеспечивающим формирование в них различных структурных состояний. В частности, промежуточное подстуживание напыленных слоев в процессе металлизации позволяет существенно понизить в них содержание аустенита, что приведет к возрастанию твердости и задиростойкости покрытия.

Заключение

Проведены послойное исследование содержания метастабильного аустенита и определение распределения микротвердости по глубине газотермического покрытия из мартенситной стали 95Х18, нанесенного методом высокоскоростной металлизации с использо-

ванием горючего газа МАФ. Установлено, что в покрытии из стали 95Х18 содержится ≈ 0,6 % мас. углерода и аномально высокое количество метастабильного аустенита, составляющее от 52 до 75 % об. Поверхностные слои газотермического покрытия характеризуются пониженным содержанием γ-фазы (52 % об.) и повышенной твердостью (≈ 500 HV 0,1) по сравнению с глубокорасположенными слоями покрытия (≈ 250...300 HV 0,1). Определены параметры решетки аустенита на различных глубинах газотермического покрытия. Показано, что параметр кристаллической решетки аустенита покрытия из стали 95Х18 существенно превышает параметр решетки аустенитной фазы закаленной проволочной стали 95Х18.

Повышенные значения параметра кристаллической решетки аустенитной фазы покрытия могут быть обусловлены высоким содержанием в ней атомов углерода и азота. Изотермическая выдержка покрытия в области бейнитного превращения, протекающая в процессе напыления и охлаждения покрытия, способствует стабилизации метастабильной аустенитной фазы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Выбор** технологических параметров процесса нанесения стальных покрытий методом гиперзвуковой металлизации / М.А. Белоцерковский, А.В. Сосновский, А.С. Прядко и др. // Механика машин, механизмов, материалов. 2015. № 3. С. 52—57.

2. **Оценка** возможности использования гиперзвуковой металлизации при восстановлении элементов гидросистем / М.А. Белоцерковский, А.В. Сосновский, А.П. Яловик, А.В. Дудан // Вестник Полоцкого государственного университета. Сер. В. Промышленность. Прикладные науки. 2015. № 11. С. 36—42.

3. **Влияние** ионно-лучевого азотирования на структурно-фазовое состояние и триботехнические свойства экономичных газотермических покрытий из проволочных сталей различных классов / В.А. Кукареко, М.А. Белоцерковский, А.В. Белый, А.Н. Григорчик // Трение и износ. 2013 (34). № 6. С. 621—627.

4. **Влияние** технологических параметров напыления и ионного азотирования на структуру и износостойкость газотермического покрытия из высокохромистой стали 95Х18 / А.Н. Григорчик, В.А. Кукареко, А.В. Белый, М.А. Белоцерковский // Вестник Полоцкого государственного университета. Сер. В. Промышленность. Прикладные науки. 2016. № 3. С. 94—99.

5. **Деформационно-активированное** мартенситное превращение в газотермических покрытиях из высокохромистых сталей при сухом трении / В.А. Кукареко, М.А. Белоцерковский, А.Н. Григорчик // Тез. докл. междунар. науч.-техн. конф. "ПОЛИКОМТРИБ-2015". Гомель, 2015. С. 75.

6. **Металловедение** и термическая обработка стали. В 3 т. Т. 1. Методы испытаний и исследований / под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1983. 352 с.

7. **Хасуи А., Моригаки О.** Наплавка и напыление / под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.

8. **Попов А.А., Попова Л.Е.** Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. М.: Машгиз, 1961. 431 с.

9. **Гуляев А.П.** Металловедение: учебник для вузов. М.: Металлургия, 1986. 544 с.

10. **Садовский В.Д., Фокина Е.А.** Остаточный аустенит в закаленной стали. М.: Наука, 1986. 113 с.

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Кирсанов С.В., Гречишников В.А., Бабаев А.С.

ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ СВЕРЛЕНИЯ ГЛУБОКИХ И ТОЧНЫХ ОТВЕРСТИЙ МАЛЫХ ДИАМЕТРОВ

Под общ. ред. С.В. Кирсанова. 2016 г. 188 с.

Цена 600 руб.

Рассмотрены современные конструкции ружейных свёрл с твердосплавными стеблями, применяемые для сверления глубоких и точных отверстий малых диаметров. Даны рекомендации по их проектированию, изготовлению и эксплуатации. Приведены сведения о технологических возможностях этих инструментов.

Для технологов и конструкторов машиностроительных предприятий, может быть полезна студентам втузов.

УДК 621.357.7

В.И. Балакай, А.В. Арзуманова, А.В. Старунов, К.В. Мурзенко
(Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) им. М.И. Платова, г. Новочеркасск)
E-mail: balakaivi@rambler.ru

Свойства композиционного гальванического покрытия никель—кобальт—оксид кремния

Рассмотрены способ получения и свойства композиционного никельсодержащего гальванического покрытия на основе системы никель—кобальт—оксид кремния. Разработан хлоридный электролит для нанесения композиционного износо- и коррозионно-стойкого гальванического покрытия никель—кобальт—оксид кремния. Исследовано влияние режимов электролиза и состава электролита на физико-механические свойства (износостойкость, коррозиестойкость, микротвердость, внутренние напряжения, пористость, сцепление) композиционного электролитического покрытия никель—кобальт—оксид кремния, осажденного из хлоридного электролита. Показана возможность использования композиционного гальванического покрытия никель—кобальт—оксид кремния в качестве износостойкого покрытия взамен хромовых осадков.

Ключевые слова: *износостойкость, композиционное покрытие, никель—кобальт—оксид кремния, свойства покрытия, электроосаждение.*

The receiving method and some properties of the composite nickel containing galvanic coating on base nickel—cobalt—oxide silicon system were discussed. Chloride electrolyte for the application of the composite electroplating coating with firmness to wear and corrosion properties of nickel—cobalt—oxide silicon system was elaborated. Influence of electrolysis and electrolyte composition on physico-mechanical properties (firmness to wear, corrosion resistance, hardness, internal tensions, porosity, adhesion) of the composite galvanic coating of nickel—cobalt—silicon oxide system, electroplated from chloride electrolyte, and on the properties of electrolyte (diffusing ability, output current draught) were investigated. The possibility of using for composite galvanic of nickel—cobalt—silicon oxide system as a firmness to wear coating in instead of chrome was showed.

Keywords: *firmness to wear, composite coating, nickel-cobalt- silicon oxide, coatings properties, electroplated.*

Введение

Интенсивный износ деталей машин при трении приводит к большим затратам на ремонт, изготовлению запасных частей и простою оборудования во время ремонта и является главным фактором снижения надежности и срока службы деталей. В связи с этим созданию материалов, обладающих высокой износостойкостью и низким коэффициентом трения, уделяется большое внимание. Поэтому износостойкие композиционные покрытия, полученные электроосаждением, привлекают большее внимание исследователей.

Никель является хорошим конструкционным материалом, и поэтому износостойкие покрытия на его основе представляют определенный практический интерес. В работе [1] рассмотрены вопросы получения покрытий никель, никель—кобальт с антифрикционными свойствами с частицами коллоидного графита. Показано, что износостойкость покрытий никель + графит, никель—кобальт + графит в 3...4 раза выше износостойкости покрытий без графита, а коэффициент трения в 1,5 раза ниже коэффициента трения обычных покрытий. Самосмазывающиеся покрытия никель + молибденит обладают высокой износостойкостью. При этом отмечается необходимость приработки трущихся поверхностей при минимальных нагрузке и скорости скольжения в течение 3...5 ч. Указанное покрытие может эксплуатироваться при нагрузке до 1,2 МПа и скорости скольжения до 2 м/с. Снижение износа обнаружено и при введении в никелевое покрытие частиц фторида кальция [1].

Высокой износостойкостью обладают нанокомпозиционные покрытия на основе никеля с частицами оксида алюминия [2], фторопласта [3], алмаза [4].

На режущую часть электробритв и других инструментов авторы работы [5] предлагают наносить износостойкие покрытия никель + оксид алюминия,

никель + алмаз и др. Показано, что использование указанных покрытий позволяет увеличить производительность инструментов в 1,5...2 раза. Режущие инструменты в виде шлифовальных кругов и лент с абразивными свойствами получены также с включением в никелевое покрытие частиц карбида кремния, вольфрама и имеют высокие износостойкость и срок службы по сравнению с традиционными инструментами. Значительное уменьшение износа покрытий достигнуто в результате термообработки покрытий никель + фосфор + карбид кремния. После их термообработки при температуре 370 °С в течение 1 ч износ уменьшается на порядок по сравнению с износом исходных покрытий, а твердость при этом увеличивается в 2,5 раза.

Благодаря высокой твердости, износостойкости и хорошей коррозионной стойкости сплавы никеля с кобальтом используются в качестве рабочего слоя при изготовлении пресс-форм для переработки термопластов, а также в машиностроении для увеличения срока службы и восстановления деталей машин и механизмов. Это позволяет использовать их для упрочнения поверхности в целях повышения износостойкости деталей, уменьшения износа сопряженных пар. Однако данные покрытия обладают недостаточной износостойкостью. Поэтому для повышения свойств покрытий предложено сплав никель—бор легировать осксидом кремния.

Цель работы — исследование свойств композиционных гальванических покрытий (КГП) никель—кобальт—оксид кремния, осажденных из хлоридного электролита, и возможности их использования в качестве износо- и коррозионно-стойких покрытий.

Методика эксперимента

Выход по току (ВТ) КГП никель—кобальт—оксид кремния определяли гравиметрическим методом [6].

Микротвердость покрытий определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 при постоянной нагрузке на индентор 100 гс на образцах из стали размерами 15×15×1 мм и с толщиной покрытия не менее 20 мкм. В каждом случае проводили не менее двух параллельных опытов для получения воспроизводимых опытных данных. На каждом образце делали по пять замеров. Продолжительность выдержки образца под нагрузкой составляла 10 с, а время опускания и подъема индентора — не менее 15 с.

Износостойкость покрытий определяли на машине трения, разработанной в ФГУП ОКТБ "Орион" (г. Новочеркасск). Испытания образцов проводили в режимах как сухого трения, так и с применением 3%-ной смазки СОЖ РВ по специальной методике [7]. В качестве образцов использовали шарики из стали ШХ15 площадью 0,05 дм^2, на которые наносили покрытия толщиной 30 мкм. Контртелом служили шайбы из стали 45. Значения диаметра пятна износа определяли при помощи микроскопа МИР.

Внутренние напряжения (ВН) покрытий определяли методом гибкого катода [8]. В качестве катода использовали тонкую стальную пластину толщиной 0,012 см, размером 4×2 см. Верхний конец катода жестко закрепляли, а сторону, противоположную аноду, изолировали. На этой же стороне лаком закрепляли вольфрамовую проволоку диаметром 0,5 мм и длиной 7...10 см для определения изгиба катода. Положение вольфрамовой проволоки перед электролизом фиксировали с помощью микроскопа МИР. По изменению положения проволоки в процессе электролиза определяли изгиб катода. ВН покрытия рассчитывали по формуле

$$\text{ВН} = \frac{Ed^2z}{3\delta l^2},$$

где E — модуль упругости стали, МПа; d — толщина катода, м; z — изгиб катода, м; δ — толщина покрытия, м; l — длина катода, м.

Пористость покрытий никелем на подложку из стали определяли методом наложения фильтровальной бумаги по ГОСТ 9.302—88 на образцах размером 15×15×1 мм, изготовленных из стали Ст 3.

Прочность сцепления покрытий с основой из стали определяли методом неоднократного изгиба образца на 90° до полного излома по ГОСТ 9.302—88. Размер образцов 25×15×1 мм; толщина покрытия 12 мкм.

Для проверки коррозионной стойкости покрытий использовали Корроткот-испытание [8]. При этом применяли пасту состава: нитрат меди — 0,0355 г; хлорид железа (III) — 0,165 г; хлорид аммония — 1,0 г; каолин — 30 г; дистиллированная вода — 50 мл. Испытания проводили на образцах площадью 0,08 дм^2. Пасту наносили на поверхность образца и выдерживали во влажной атмосфере (92...95 %) при 25 °С в течение 20 ч. Скорость коррозионных разрушений оценивали по площади, занятой очагами коррозии [9].

Экспериментальная часть

Разработан электролит для нанесения КГП никель—кобальт—оксид кремния состава, г/л: хлорид никеля шестиводный — 200...350; хлорид кобальта семиводный — 10...20; борная кислота — 25...40; хлорамин Б — 1,5...4,0; оксид кремния — 5...35; pH — 3,0...5,0. Режим электролиза: температура 20...50 °С; катодная плотность тока — 1...10 А/дм^2; скорость перемешивания — 80...120 об/мин.

Для исследования свойств покрытий осадки наносили из электролита состава, г/л: хлорид никеля шестиводный — 250; хлорид кобальта семиводный — 15; борная кислота — 30; хлорамин Б — 3; оксид кремния — 15;

pH — 4,0 при температуре 20 °С, скорости перемешивания 100 об/мин, катодной плотности тока 6 А/дм^2, кроме специально оговоренных случаев.

Так как покрытие никель—кобальт—оксид кремния разрабатывается как износостойкое, изучали зависимость износостойкости от содержания оксида кремния в электролите, температуры, катодной плотности тока, pH электролита и нагрузки на трущиеся контакты.

Результаты определения зависимости износостойкости КГП никель—кобальт—оксид кремния от концентрации оксида кремния приведены на рис. 1. Видно, что с увеличением концентрации оксида кремния в электролите с 5 до 40 г/л износ КГП никель—кобальт—оксид кремния вначале уменьшается с 0,265 до 0,25 мкм/ч при увеличении концентрации с 5 до 25 г/л, а затем увеличивается до 0,3 мкм/ч. При увеличении нагрузки на контакт с 1 до 9 МПа износостойкость увеличивается с 0,24 до 0,3 мкм/ч (рис. 2). Увеличение температуры с 20 до 30 °С приводит к уменьшению износа с 0,247 до 0,245 мкм/ч, а при дальнейшем увеличении температуры до 50 °С износ увеличивается до 0, 265 мкм/ч (рис. 3).

Увеличение катодной плотности тока с 2 до 10 А/дм^2 приводит к увеличению износа с 0,24 до 0,28 мкм/ч (рис. 4). При увеличении pH электролита с 3,0 до 4,5 износ покрытия увеличивается незначительно: с 0,245 до 0,253 мкм/ч, а при дальнейшем увеличении pH до 5,0 увеличивается более интенсивно (до 0,275 мкм/ч) (рис. 5).

Исследовано влияние режима электролиза и концентрации легирующего компонента в электролите на микротвердость осаждаемого покрытия никель—кобальт—оксид кремния. Зависимости микротвердости КГП никель—кобальт—оксид кремния от концентрации оксида кремния в электролите при различных температурах электролита приведены на рис. 6. Видно, что с увеличением концентрации оксида кремния с 5 до 35 г/л микротвердость возрастает. Так, при температуре 20 °С микротвердость увеличивается с 6 до 8 ГПа.

При повышении pH электролита с 3 до 5 и температуре 20 °С микротвердость покрытия увеличивается незначительно: с 7,5 до 8 ГПа.

При повышении катодной плотности увеличивается защелачивание прикатодного слоя, так как в при-

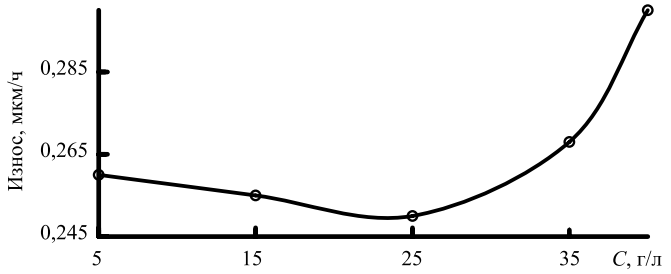


Рис. 1. Зависимость износостойкости покрытий никель—кобальт—оксид кремния от содержания *C* оксида кремния в электролите при нагрузке 3 МПа

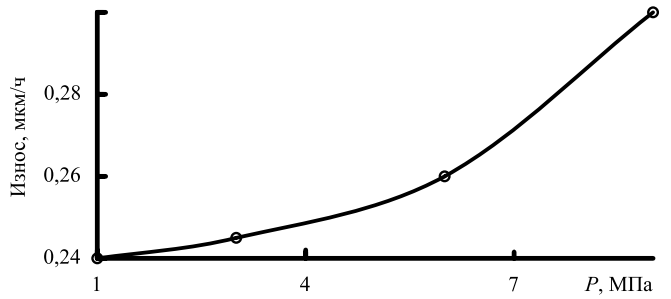


Рис. 2. Зависимость износостойкости покрытий никель—кобальт—оксид кремния от нагрузки *P* на трущиеся изделия

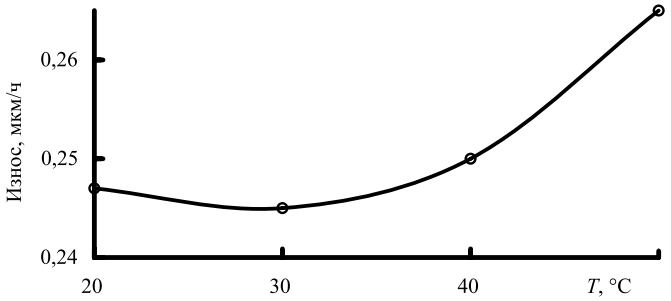


Рис. 3. Зависимость износостойкости покрытий никель—кобальт—оксид кремния от температуры *T* раствора, при нагрузке 3 МПа

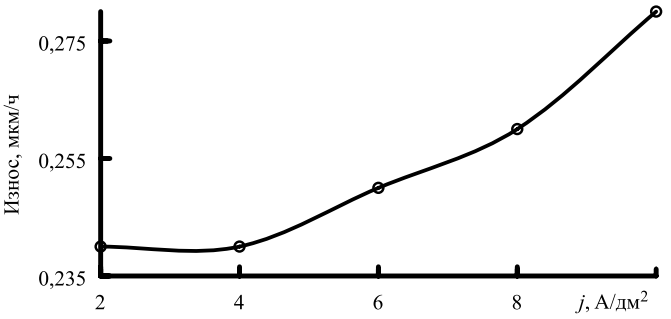


Рис. 4. Зависимость износостойкости покрытия никель—кобальт—оксид кремния от катодной плотности тока *j* при нагрузке 3 МПа

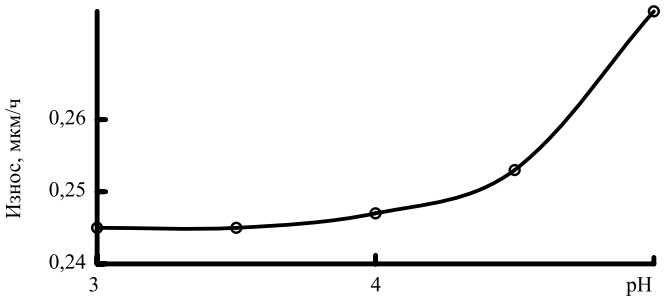


Рис. 5. Зависимость износостойкости покрытий никель—кобальт—оксид кремния от pH раствора при нагрузке 3 МПа

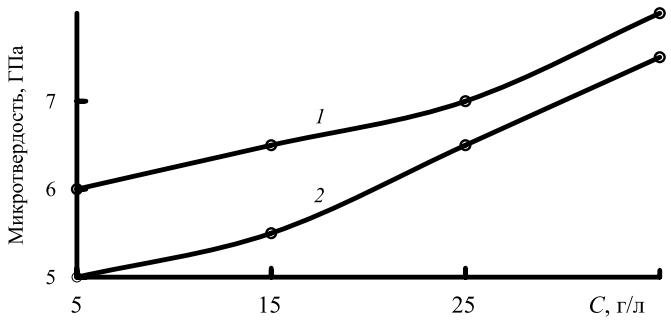


Рис. 6. Зависимости микротвердости покрытия от содержания оксида кремния в электролите при температурах электроосаждения:
1 — 20 °С; *2* — 40 °С

катодном слое достигается pH начала гидратообразования никеля и кобальта, что способствует внедрению в покрытие помимо оксида кремния гидроксида никеля и кобальта. Поэтому при увеличении катодной плотности тока с 1 до 10 А/дм^2 микротвердость увеличивается с 6,5 до 8 ГПа.

Зависимость микротвердости и износа КГП никель—кобальт—оксид кремния от различных факторов связана с тем, что при увеличении содержания оксида кремния в электролите увеличивается его содержание и в осадке, что способствует увеличению микротвердости и снижению износа покрытия. Однако при увеличении содержания оксида кремния в электролите свыше 35 г/л из-за ухудшения качества покрытия, увеличения шероховатости поверхности износ покрытия увеличивается.

В гальванических покрытиях, как известно, возникают ВН, которые могут достигать довольно высоких значений, что неблагоприятно влияет на физико-механические свойства покрытий, в частности уменьшаются износостойкость и защитная способность. Проведенные исследования КГП никель—кобальт—оксид кремния методом гибкого катода показали, что в покрытии появляются напряжения сжатия.

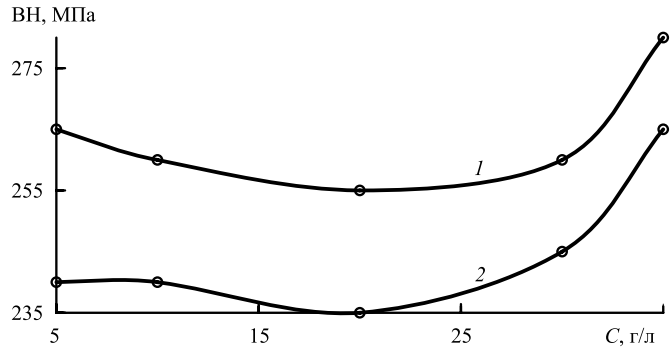


Рис. 7. Зависимости ВН от концентрации оксида кремния в электролите при толщинах покрытия, мкм:
1 — 10 мкм; *2* — 20 мкм

На рис. 7 представлены зависимости ВН от содержания оксида кремния в электролите и от толщины покрытий. При увеличении концентрации оксида кремния в электролите с 10 до 35 г/л ВН КГП никель—кобальт—оксид кремния снижаются с 270 до 240 МПа при толщине наносимого покрытия 10 мкм.

При увеличении толщины покрытия наблюдается снижение ВН как в покрытии на основе сплава никель—кобальт, так и в КГП никель—кобальт—оксид кремния. Причем в покрытиях, осажденных из электролита, содержащего оксид алюминия, ВН намного ниже, чем в покрытиях, осажденных из электролита без него.

При толщине наносимого покрытия 10 мкм увеличение температуры электролита с 20 и 40 °С приводит к снижению ВН с 225 до 200 МПа. При увеличении pH электролита с 3 до 5 ВН увеличиваются с 225 до 270 МПа. При увеличении катодной плотности тока с 2 до 10 А/дм^2 ВН повышаются с 220 до 240 МПа.

ВТ КГП никель—кобальт—оксид кремния находится в пределах 97...107 %. Превышение величиной ВТ значения 100 % является отличительной особенностью электролитов, содержащих тонкодисперсные частицы, участвующие в электродных процессах, как введенные в электролит, так и образующиеся в процессе электролиза.

Композиционные покрытия часто обладают повышенными коррозионной стойкостью и защитной способностью, которые в большинстве случаев связывают с минимальной пористостью.

Коррозионные испытания КГП никель—кобальт—оксид кремния проводили в сравнении со сплавом никель—кобальт.

В таблице представлены сравнительные данные по коррозионной стойкости покрытий. На основании результатов ускоренных коррозионных испытаний можно сделать вывод о более высокой защитной способности КГП никель—кобальт—оксид кремния по сравнению со сплавом никель—кобальт.

Результаты сравнительных коррозионных испытаний

Покрытие	Время испытаний, ч	Изменение внешнего вида	Площадь коррозионных поражений, %
Никель—кобальт	16	Покрытие имеет очаги коррозии	32
Никель—кобальт—оксид кремния	16	Изменений нет	—
	32	Изменений нет	9
	64	Покрытие имеет очаги коррозии	23

Прочность сцепления покрытия с основой из стали, меди и их сплавов удовлетворяет ГОСТ 9.302—88.

Выводы

1. Разработан хлоридный электролит для нанесения износостойкого КГП никель—кобальт—оксид кремния.
2. Исследованы физико-механические свойства КГП никель—кобальт—оксид кремния. Показана возможность использования КГП никель—кобальт—оксид кремния в качестве износо- и коррозионно-стойкого покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сайфуллин Р.С.** Неорганические композиционные материалы. М.: Химия, 1983. 303 с.
2. **Балакай В.И., Мурзенко К.В., Кудрявцев Ю.Д.** Свойства композиционного электролитического покрытия никель—кобальт—оксид алюминия, осажденного из хлоридного электролита // ЖПХ. 2013. Т. 86. Вып. 8. С. 1261—1268.
3. **Электролит** для получения композиционных покрытий / В.И. Балакай, К.В. Мурзенко, А.В. Арзуманова и др. // ЖПХ. 2011. Т. 84. Вып. 3. С. 403—407.
4. **Свойства** композиционного покрытия никель—кобальт—алмаз, осажденного из хлоридного электролита / В.И. Балакай, К.В. Мурзенко, И.Ф. Бырылов и др. // ЖПХ. 2010. Т. 83. Вып. 9. С. 1481—1488.
5. **Прудников Е.Л.** Инструмент с алмазно-гальваническим покрытием. М.: Машиностроение, 1985. 96 с.
6. **Практикум** по прикладной химии / под ред. проф. Н.Т. Кудрявцева, проф. П.М. Вячеславова. Л.: Химия, 1973. 364 с.
7. **Шульга Г.И.** Методические указания по курсу "Технология машиностроения". Новочеркасск, НПИ, 1989. 26 с.
8. **Шмелёва Н.М.** Контролер работ по металлопокрытиям. М.: Металлургия, 1966. 175 с.
9. **Розенфельд И.Л., Жигалова К.А.** Ускоренные методы коррозионных испытаний материалов (теория и практика). М.: Металлургия, 1970. 353 с.

Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

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

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

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

УДК 621.43.038.3

И.И. Габитов, Р.Н. Сайфуллин, А.Р. Валиев
(Башкирский государственный аграрный университет, г. Уфа)
E-mail: bashagregat@mail.ru

Упрочнение клапанных узлов электрогидравлических форсунок дизелей при ремонте

Рассмотрена технология ремонта электрогидравлической форсунки фирмы Bosch типа Common Rail автотракторных и комбайновых дизелей с использованием технологии упрочнения седла управляющего клапана. Проведено сравнение двух способов упрочнения седла клапана: электроискрового упрочнения и напыления нитрида титана. Первый способ экономически эффективен, однако второй способ имеет преимущества в твердости и качестве получаемой поверхности и, соответственно, сопряжение может иметь больший ресурс работы. Приведены данные испытаний работоспособности отремонтированных форсунок.

Ключевые слова: *топливоподающая система, технология ремонта, технология упрочнения, электрогидравлическая форсунка, запорный клапан, притирка, прецизионный элемент, твердость, гидроплотность.*

The repair technology of autotractor and combine diesel engines electrohydraulic Bosch Common Rail type injector by hardening of the control valve seat is considered. We compared two methods of hardening the valve seat: electric-hardening and the deposition of titanium nitride. The first method is cost effective, but the second method has advantages in hardness and surface quality and therefore has a greater interfacing service life. Presents test data performance of restored injectors.

Keywords: *fuel delivery system, repair technology, hardening technology, electrohydraulic injector, gate valve (control valve), grinding, precision element, hardness, hydrofirmness.*

Введение

Наибольшее распространение в автотракторных и комбайновых дизелях получили аккумуляторные топливоподающие системы (ТПС) с электронным управлением типа Common Rail (CR). В эксплуатации все чаще возникают вопросы обеспечения их работоспособности в силу того, что современные топливные системы, в том числе CR, являются высокотехнологичными продуктами, а в России пока нет даже мелкосерийного производства элементов CR [1]. Малый опыт эксплуатации во многом объясняется тем, что массовое производство таких систем было налажено 10—15 лет назад и вопросы отработки технологий ремонта, в частности важного элемента системы CR — электрогидравлической форсунки (ЭГФ), требуют существенного внимания. Проведенный нами анализ показал, что наиболее часто отказ ЭГФ наблюдается по причине потери гидроплотности его запорного клапана. В результате экспериментальных исследований запорных клапанов установлено, что наиболее часто наблюдается наличие одной канавки (40 %), у остальных — двух и более. Ширина канавки составляет 0,05...0,5 мм, а глубина в 90 % случаев не превышает 0,03 мм [2].

В связи с тем что клапанная пара является одним из самых сложных в изготовлении и дорогим элементом ЭГФ, предлагается ввести в стандартную технологию фирмы Bosch четыре дополнительные операции по восстановлению работоспособности запорного клапана в условиях специализированного предприятия (рис. 1): 5 — притирка; 8 — упрочнение; 6 — промывка и 7 — оценка качества поверхности запорного конуса. Эта технология может применяться для восстановления работоспособности ЭГФ, на запорном клапане которых наблюдаются износы глубиной не более 0,05 мм. Дальнейший процесс ремонта ЭГФ (шаги 9 и 10 блок-схемы, приведенной на рис. 1) идет в соответствии с технологией Bosch, включая все необходимые регулировки [3]. В статье сравниваются два способа упрочнения седел клапанов ЭГФ при ремонте: электроискровая обработка электродом из карбида вольфрама и напыление нитрида титана. Электроискровая обработка достаточно

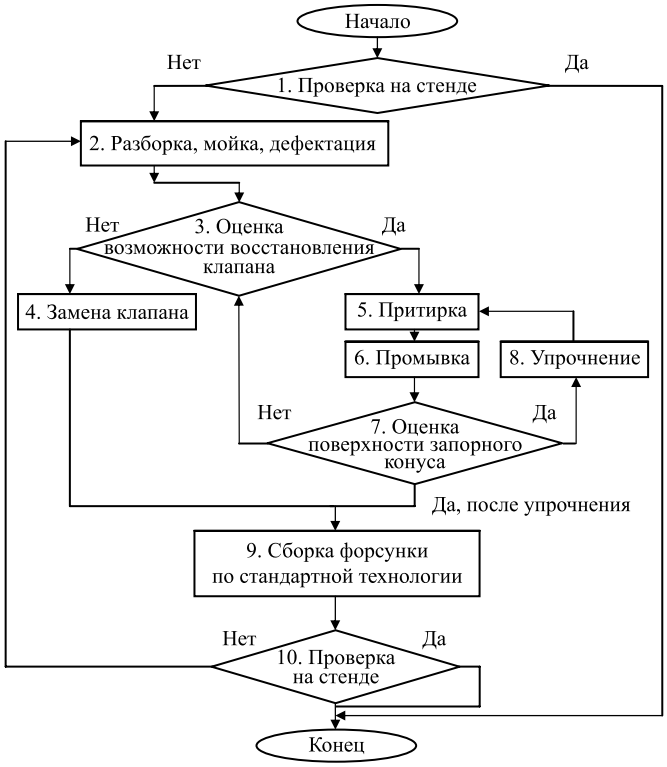
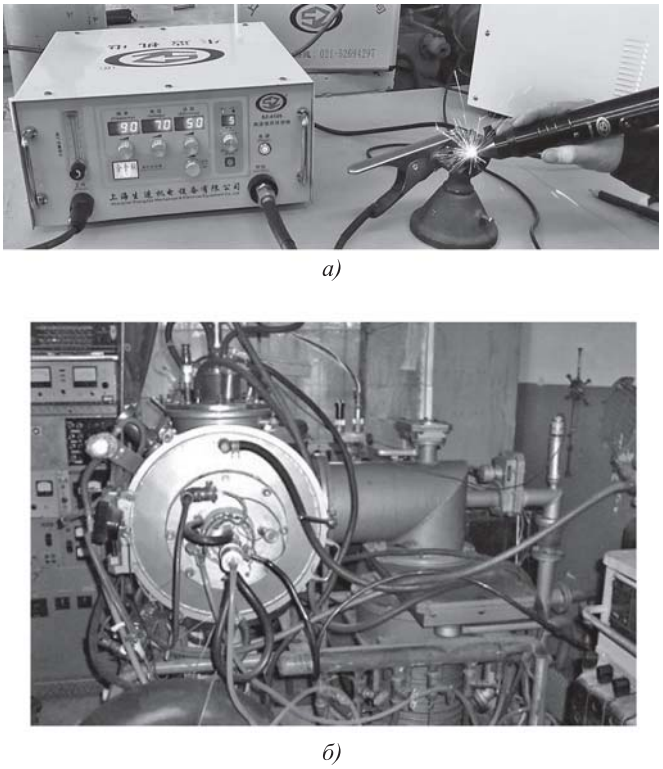


Рис. 1. Блок-схема технологии ремонта форсунок типа Common Rail



а)

б)

Рис. 2. Процесс упрочнения седла клапана на установке SZ-8100 электродом из ВК8 (*а*) и установка "Булат-9" для нанесения нитрида титана (*б*)

глубоко изучена в работах [4—5], ремонт узлов топливной аппаратуры подробно описан в работах [6—8].

Методика исследований

Для контроля качества сборки и определения износов клапанов использовали микроскоп МБС-9. Вследствие того, что размеры площадок износов малы и геометрическая форма клапана сложная, для измерения ширины канавки износа применяли способ калиброванного шаблона (использовали калиброванную проволоку диаметром 0,15 мм) с последующими фотографированием и масштабированием. Глубины площадки износа седла клапана измеряли с помощью специального приспособления и индикатора часового типа.

Упрочнение седла клапана электроискровой обработкой с использованием электрода из ВК8 проводили при помощи аппарата SZ-8100, напыления титана — при помощи "Булат-9" (рис. 2). Режим электроискрового упрочнения: U = 20...30 В; f = 250...300 Гц; η = 20...30 %. Режим напыления нитрида титана: напряжение на детали 240...260 В; давление реакционного газа ~$1{,}1 \cdot 10^{-1}$ Па; сила тока на дуговом испарителе 90...110 А; частота вращения оснастки 5...8 мин$^{-1}$. Время напыления вычисляли по формуле $T_0 = h_п/V_0 = 35/50 = 0{,}7$ ч $\approx$ 42 мин, где $h_п$ = 35 мкм — толщина осаждаемого покрытия, принимаемая исходя из максимального износа седла клапана, составляющего 30 мкм; V_0 = 15...50 мкм/ч — скорость осаждения покрытия.

Для притирки клапанов на кафедре "Автомобили и машинно-тракторные комплексы" Башкирского ГАУ было изготовлено устройство для притирки. Оно представлено на рис. 3. Устройство состоит из: корпуса *2*, гайки *4*, направляющей проставки *5* и притира *6*.

В корпус *2* устройства устанавливается клапан, на конус клапана наносится притирочная паста для притирки плунжерных пар, после клапана устанавливается направляющая проставка *5*, затем клапан с проставкой затягивается гайкой *4*. Сам притир устанавливается в патрон *7* вертикально-сверлильного станка.

На базе ООО "Башдизель" проводились экспериментальные исследования по выбору рациональных режимов, разработке и отладке специальной оснастки. Для притирки запорного конуса рекомендовано использовать притирочную пасту с размером абразивных частиц не более 3 мкм, например пасту М3 для притирки плунжерных пар ЗАО "Алтайский завод прецизионных изделий". Цикл восстановления включал периодический (15...20 раз) прижим с силой 2...3 Н и отрыв притира при частоте его вращения 2500...2600 мин$^{-1}$. Затем клапанный узел промывали в ультразвуковой ванне, продували сжатым воздухом и при помощи микро-

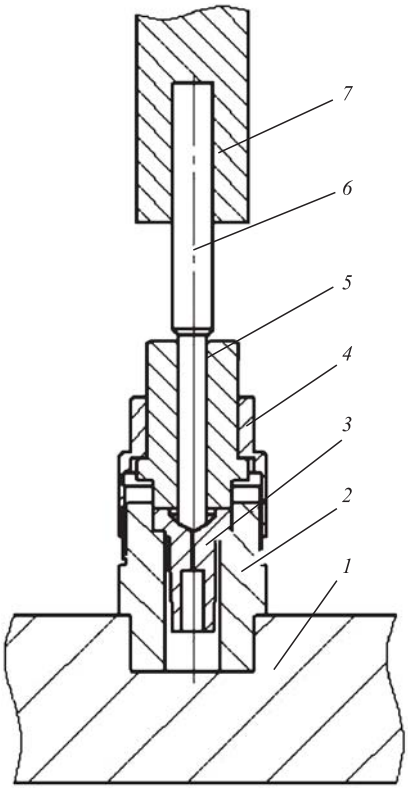


Рис. 3. Оснастка для восстановления запорных клапанов ЭГФ Bosch:
1 — упорная плита; *2* — корпус; *3* — седло клапана; *4* — гайка; *5* — направляющая проставка; *6* — притир; *7* — патрон

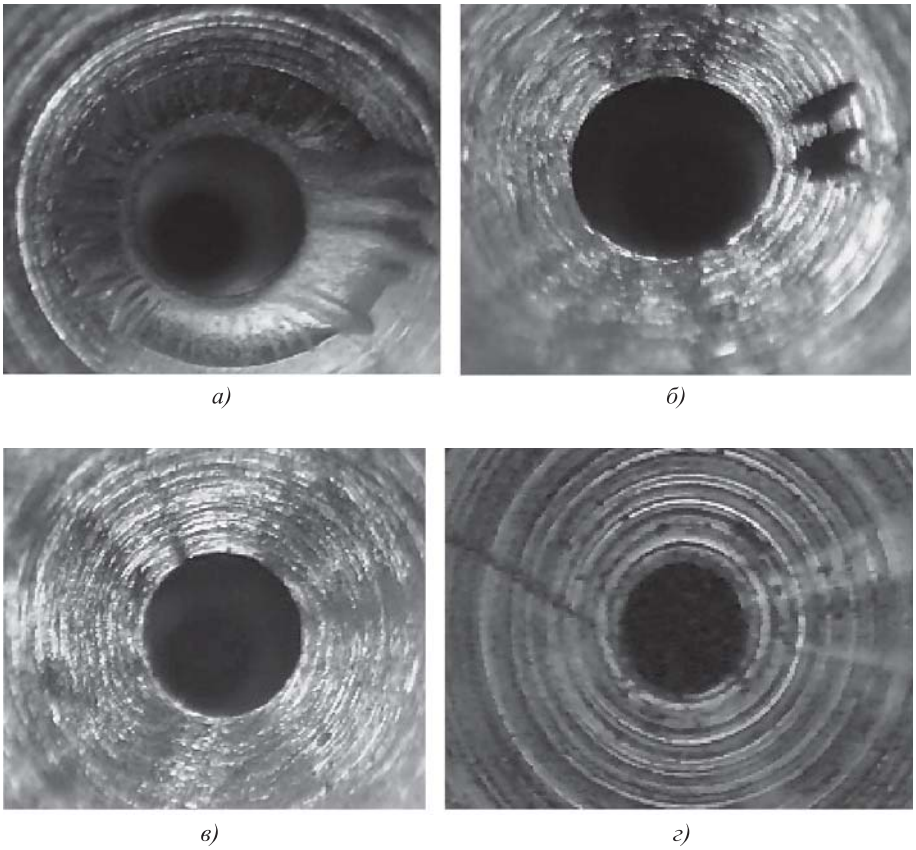


Рис. 4. Поверхность седла клапана:
а—в — изношенное седло клапана до притирки, после первого этапа притирки и после второго этапа притирки соответственно; *г* — седло нового клапана

скопа проводили визуальный контроль качества притирки. При обнаружении рисок на запорной поверхности цикл притирки повторяли. Далее процесс ремонта продолжали в соответствии со стандартной технологией.

Разрезы седла клапана изготавливали при обильном охлаждении. Разрезы заливали эпоксидным клеем. После высыхания образцы были отшлифованы, отполированы, а несколько седел клапанов протравлены 5%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте (рис. 5). Микротвердость измеряли с помощью прибора ПМТ-3 с нагрузкой 0,490 Н (50 гс). Измеренные значения микротвердости переводили в значения твердости по шкале Роквелла.

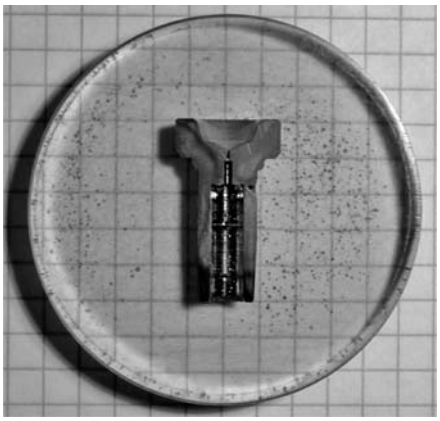


Рис. 5. Разрез запорного клапана

Результаты исследования и их обсуждение

После упрочнения седел клапанов двумя способами при последующей притирке упрочненного слоя их поверхность имела вид, показанный на рис. 6. Упрочнять можно не всю поверхность конуса седла, так как диаметр запорного шарика всего 1,45 мм. На рис. 6 видно, что после электроискрового упрочнения поверхность седла шероховатая, с относительно глубокими порами (рис. 6, *а*) по сравнению с напылением нитрида титана (рис. 6, *г*). Последующая притирка сглаживает неровности (рис. 6, *б*, *в*).

Структура поверхностного слоя после упрочнения показана на рис. 7.

Следующим этапом исследований были эксперименты по оценке сохранности структуры и твердости восстановленных поверхностей запорного клапана. На рис. 8 показан разрез клапана ЭГФ при различных увеличениях. Граничный слой, характеризующий поверхностное упрочнение нового седла клапана, не обнаружен.

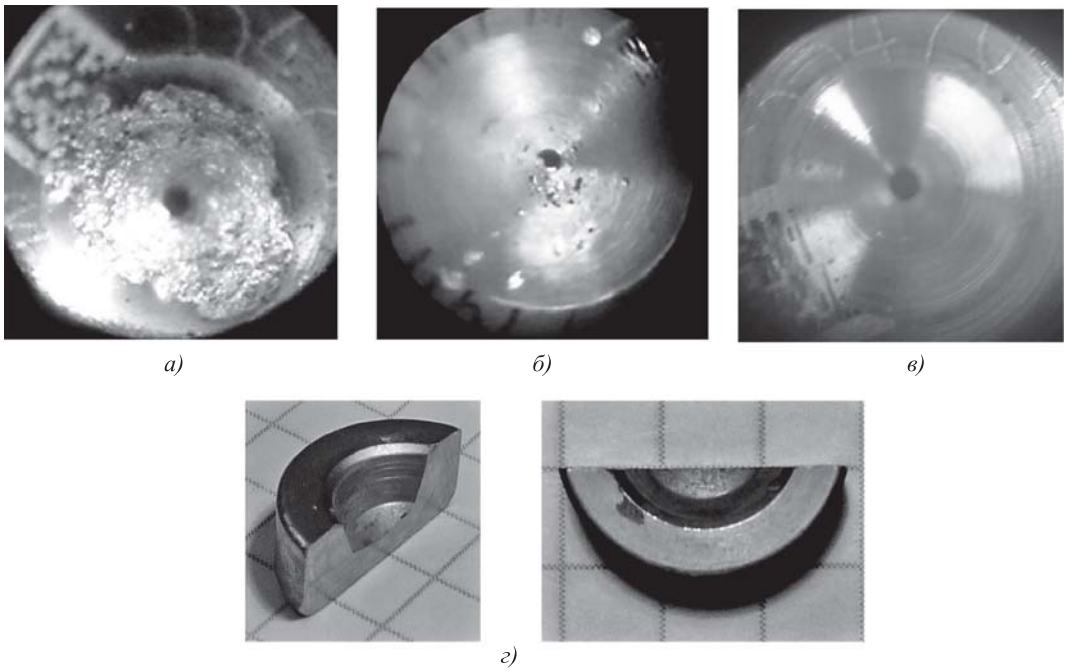


Рис. 6. Седло клапана после различных видов упрочнения:
а — после электроискрового упрочнения; *б* — после первого этапа притирки, после электроискрового упрочнения; *в* — после второго этапа притирки, после электроискрового упрочнения; *г* — после напыления нитрида титана (поверхность ровная, поэтому притирка не требуется)

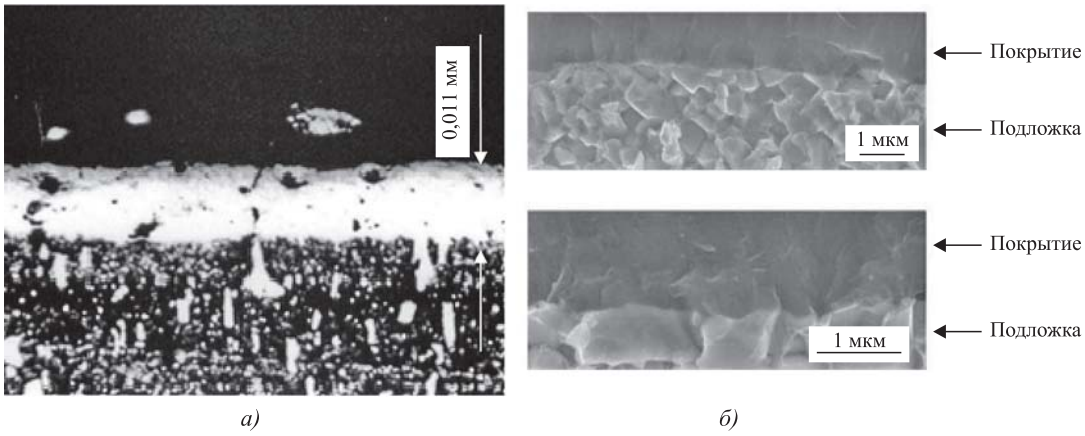


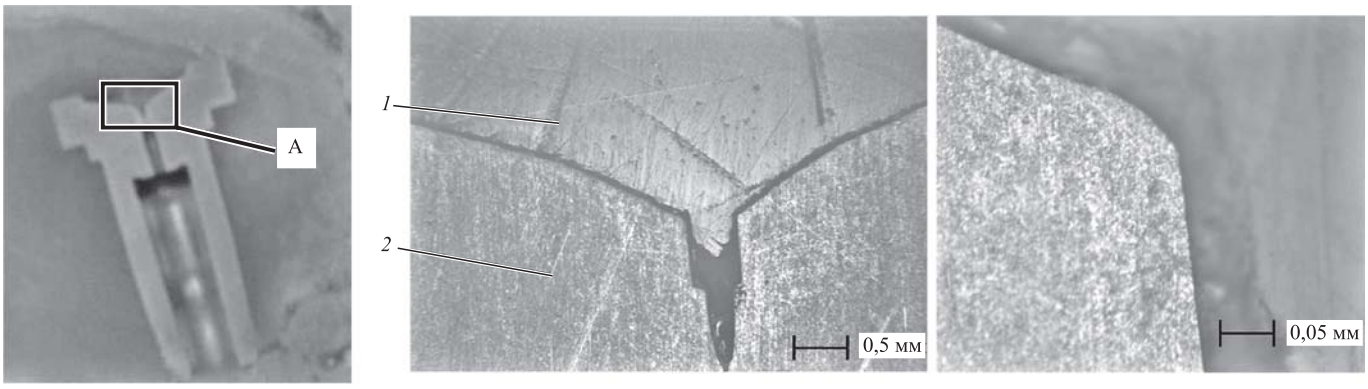
Рис. 7. Структура поверхностного слоя после упрочнения:
а — после электроискрового упрочнения; *б* — после напыления нитрида титана (в разных масштабах)

Далее определяли микротвердость поверхностного слоя седла клапана на глубину 0,5 мм. На рис. 9 показан разрез клапана ЭГФ после измерения микротвердости по глубине при различных увеличениях.

При измерении микротвердости установлено, что размеры отпечатков одинаковы на всей поверхности разреза клапана (рис. 9, *б*). Твердость составила 650 HV, или 58 HRC. Также обнаружилось, что новые клапаны фирмы Bosch имеют твердость 40...42 HRC, в то время как у клапанов 2009—2012 гг. выпуска твердость составляла 57...59 HRC.

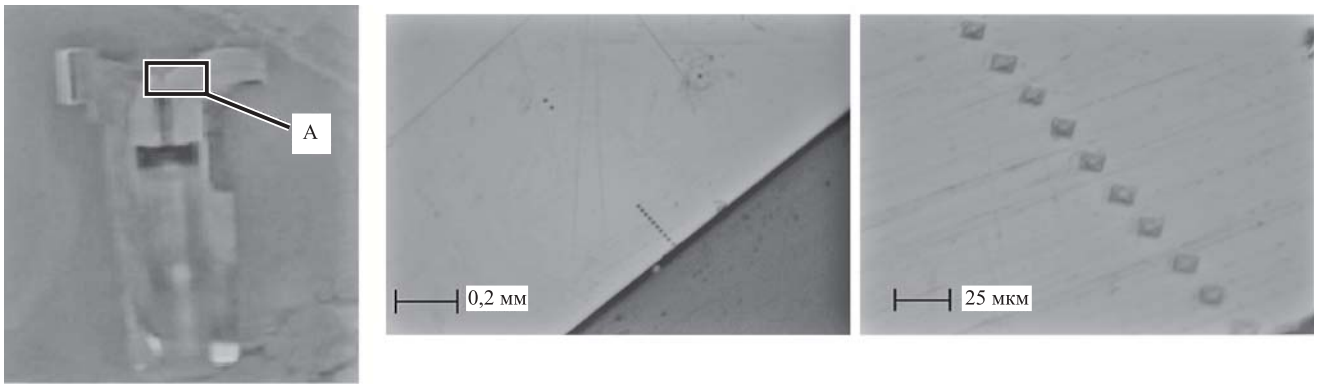
Исследование микроструктуры и измерение микротвердости по глубине седла клапана ЭГФ свидетельствуют о том, что данная деталь объемно закаленная, следовательно, конструктивно заложенные параметры износостойкости при притирке изношенного (неупрочненного) клапана сохраняются.

Микротвердость седел клапанов, упрочненных напылением нитрида титана, в 1,2 раза выше, чем упрочненных электроискровой обработкой электродом из ВК8 (рис. 10), и в 2,7 раза выше, чем у новых, что может свидетельствовать о пропорциональном увеличении износостойкости при абразивном износе. Для сравнения работы упрочненных и притертых (неупрочненных) клапанов ЭГФ проводили сравнительные экспериментальные исследования.



а) *б)* *в)*

Рис. 8. Разрез клапана ЭГФ:
а — после травления (натуральная величина); *б* — зона А при 30-кратном увеличении (*1* — эпоксидный клей; *2* — разрез клапана); *в* — зона А при 300-кратном увеличении



а) *б)*

Рис. 9. Разрез клапана ЭГФ, залитый в эпоксидный клей с последующим шлифованием и полированием (натуральная величина) (*а*) и следы от алмазной пирамиды после определения микротвердости (*б*)

Сравнительные исследования по оценке эффективности восстановления клапанных пар проводили для ЭГФ фирмы Bosch модели 0445110376. Основные диагностические параметры определяли в соответствии с тест-планами фирм-изготовителей (проверка на холостом ходу, при полной нагрузке, предварительный впрыск и проверка гидроплотности) до и после ремонта (притирки) (табл. 1). В табл. 1 для сравнения также приведены данные тестирования трех новых форсунок. По данным испытаний, расход топлива на управление у всех трех опытных ЭГФ до притирки запорных клапанов при полной нагрузке выходил за допустимые пределы тест-плана Bosch.

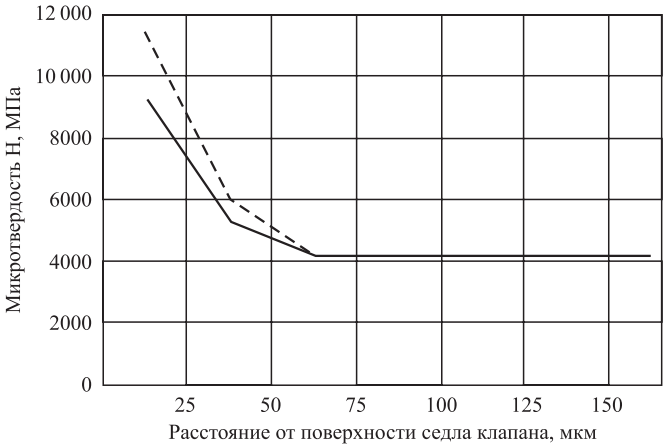


Рис. 10. Распределение микротвердости по глубине седла клапана:
- - - - напыленного нитридом титана;
——— упрочненного электроискровой обработкой

Для проверки работоспособности упрочненных клапанов были отобраны четыре форсунки фирмы Bosch для автомобиля "Газель Next" (двигатель Cummins ISF 2,8) с различной степенью износа. Номер форсунки: 0445110376. Характеристики состояния форсунок представлены в табл. 2.

Из табл. 2 следует, что все четыре форсунки не укладываются в тест-план. Ключевым моментом является расход на управление, который включает в себя и утечки по всем прецизионным парам, имеющимся в форсунке. По полному тест-плану фирмы Bosch следует

Таблица 1

Данные испытаний отремонтированных форсунок фирмы Bosch модели 0445110376 на стенде Bosch EPS 708 без упрочнения седел клапанов

Шаг испытания				Тест на утечки	Полная нагрузка	Холостой ход	Предвпрыск
Продолжительность электромагнитного импульса, мкс				0	800	700	295
Давление в рампе, МПа				160	160	30	60
Цикловая подача, мм^3/цикл	По плану			—	64,8 ± 8	5 ± 3	1,8 ± 1,5
	Фактическое значение	До ремонта	№ 1	Не измеряется	78,3	7,8	0,9
			№ 2		65,9	5,6	0,5
			№ 3		80,2	4,1	0,7
		После ремонта (притирки)	№ 1		61,0	5,2	1,4
			№ 2		59,4	4,8	1,6
			№ 3		58,7	4,6	1,7
		Новая форсунка	№ 1		62,3	5,1	2,3
			№ 2		63,2	5,2	2,5
			№ 3		64,5	5,4	2,3
Расход на управление, мм^3/цикл	По плану			35 ± 35	44 ± 26	Не измеряется	
	Фактическое значение	До ремонта	№ 1	37,4	98,0		
			№ 2	82,3	208,2		
			№ 3	20,2	86,6		
		После ремонта (притирки)	№ 1	20,3	40,6		
			№ 2	22,9	41,4		
			№ 3	21,6	42,3		
		Новая форсунка	№ 1	11,0	34,9		
			№ 2	17,9	37,3		
			№ 3	27,5	30,5		

Примечание. № 1...3 — номера форсунок, которые проверялись и ремонтировались, причем до и после ремонта это одни и те же форсунки, а три новые форсунки разные, что позволяет определить интервалы показателей для новых форсунок.

Таблица 2

Данные испытаний изношенных форсунок фирмы Bosch модели 0445110376 на стенде Bosch EPS 708

№ п/п	Код форсунки	Стандартный режим: 500 бар; 1000 мкс		Режим VL: 1600 бар; 800 мкс		Ход якоря управляющего клапана (0,041 ± 0,004) мм
		Подача (28 ± 3) мм^3/цикл	Расход на управление (14 ± 6) мм^3/цикл	Подача (64,8 ± 8) мм^3/цикл	Расход на управление (44 ± 26) мм^3/цикл	
1	C2A7CSC	36	160	—	—	0,050
2	ET3SNSI	28	90	78	220	0,045
3	AI1WGI8	29	40	68	100	0,042
4	ASHK4W4	28	20	62	75	0,048

Таблица 3

Ходы якорных групп и толщина упрочненного слоя

Номер клапана	Код форсунки	Изначальный ход якоря управляющего клапана (0,041 ± 0,004) мм	Ход якоря, мм, управляющего клапана после				Толщина упрочненного слоя, мм
			первого этапа притирки	первоначальной притирки и обкатки 10 000 циклов	наплавки	окончательной притирки	
1	C2A7CSC	0,050	0,074	0,075	0,052	0,052	0,023
2	ET3SNSI	0,045	0,059	0,060	0,039	0,039	0,021
3	AI1WGI8	0,042	0,051	0,051	0,020	0,041	0,010
4	ASHK4W4	0,048	0,066	0,068	0,035	0,056	0,012

Таблица 4

Данные испытаний отремонтированных форсунок фирмы Bosch модели 0445110376 на стенде Bosch EPS 708 после упрочнения седел клапанов

Шаг испытания				Тест на утечки	Полная нагрузка	Холостой ход	Предвпрыск
Продолжительность импульса на электромагнит, мкс				0	800	700	295
Давление в рампе, МПа				160	160	30	60
Цикловая подача, мм^3/цикл	По плану				64,8 ± 8	5 ± 3	1,8 ± 1,5
	Фактическое значение	До ремонта	ЭГФ № 1	Не измеряется	Нет данных	Нет данных	Нет данных
			ЭГФ № 2		78,0	5,6	0,3
			ЭГФ № 3		68,2	7,8	0,1
			ЭГФ № 4		62,1	6,3	0,7
		После напыления седла клапана нитридом титана	ЭГФ № 1		62,3	5,2	1,7
			ЭГФ № 2		59,4	4,8	1,8
		После упрочнения седла клапана электроискровой обработкой	ЭГФ № 3		62,3	5,1	1,6
			ЭГФ № 4		63,2	5,2	1,9
Расход на управление, мм^3/цикл	По плану			35 ± 35	44 ± 26	Не измеряется	
	Фактическое значение	До ремонта	ЭГФ № 1	450	Нет данных		
			ЭГФ № 2	82	220		
			ЭГФ № 3	48	100		
			ЭГФ № 4	51	75		
		После напыления седла клапана нитридом титана	ЭГФ № 1	20,3	40,6		
			ЭГФ № 2	22,9	41,4		
		После упрочнения седла клапана электроискровой обработкой	ЭГФ № 3	20,0	44,9		
			ЭГФ № 4	17,9	37,3		

проводить проверку форсунки на следующих режимах: VL — полная нагрузка; EM — средняя нагрузка; LL — холостой ход; VE — предварительный впрыск. Однако расход на управление замеряется только на режиме полной нагрузки. Режим "стандартный" был предложен сотрудниками ООО "Башдизель" и, как показывает опыт работы, является наиболее информативным и быстрым способом базовой проверки работоспособности ЭГФ. Форсунки были проверены на режимах VL и "стандартный".

После проверки работоспособности изношенных форсунок их разобрали, очистили и отдефектовали. Распылители промыли в ультразвуковой ванне. Седла клапанов упрочняли двумя указанными выше способами. Шарик клапана и уплотнительную фторопластовую шайбу заменили на новые.

Ход якоря клапана также является одним из ключевых параметров при регулировке ЭГФ, так как он необходим для дальнейшего измерения упрочненного слоя. Ход якоря измеряется с помощью специальной оснастки и электронного индикатора. В табл. 3 приводятся данные по ходу якорных групп при различных способах упрочнения. Седла клапанов № 1 и 2 были напылены нитридом титана, а № 3 и 4 подвергнуты электроискровой обработке. После электроискровой обработки посадочное место запорного конуса потеряло гидроплотность, поэтому клапаны притирали повторно, а затем форсунки собрали вновь и замеряли ходы их якорей.

Из табл. 3 следует, что толщина упрочненного слоя клапанов № 3 и 4 составляет 0,011 мм, а клапанов № 1 и 2 — 0,022 мм. При напылении нитрида титана поверхность получается ровной и окончательная притирка не требуется. При электроискровой наплавке слой получается толще, 0,031...0,033 мм, однако поверхность неровная и требуется окончательная притирка, в процессе которой снимается около 0,020 мм упрочненного слоя.

После восстановления клапанов с упрочнением седел у всех форсунок диагностируемые параметры при тестировании на стенде EPS 708 вошли в пределы допусков (табл. 4).

Как следует из табл. 4, форсунки с клапанами и после напыления нитрида титана, и после упрочнения электроискровой обработкой входят в допустимые пределы по всем показателям тест-плана завода-изготовителя. Далее все четыре форсунки были установлены на автомобиль. В настоящее время они прошли более 20 000 км пробега.

Сравнительная себестоимость трех разных видов ремонта клапана ЭГФ: ремонт без упрочнения (только притиркой) — 1 усл. ед.; ремонт с электроискровым упрочнением седла клапана — 1,2 усл. ед.; ремонт с упрочнением седла клапана напылением нитрида титана — 1,5 усл. ед.

Выводы

Результаты исследований подтверждают, что седло клапана ЭГФ является объемно закаленной деталью и имеет одинаковую твердость на всей глубине. Притирка поверхности седла клапана не ослабляет твердость в зоне контакта и, следовательно, не может вызывать снижение послеремонтного ресурса. Упрочнение седел клапанов электроискровой обработкой электродом ВК8 и напылением нитрида титана увеличивает твердость соответственно в 2,2 и в 2,7 раза по сравнению с новыми седлами клапанов, что может свидетельствовать о пропорциональном увеличении износостойкости при абразивном износе. В целом исследования показали возможность использования операций упрочнения при ремонте электрогидравлических форсунок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Габитов И.И., Грехов Л.В., Неговора А.В.** Техническое обслуживание и диагностика топливной аппаратуры автотракторных дизелей. М.: Легион-Автодата, 2008. 248 с.

2. **Габитов И.И., Валиев А.Р., Вахитов Р.А.** Анализ неисправностей электрогидравлических форсунок типа Common Rail // Тракторы и сельхозмашины. 2011. № 11. С. 41—43.

3. **Вахитов Р.А.** Совершенствование технического обслуживания и ремонта форсунок топливных систем Common Rail автотракторных и комбайновых дизелей: Дисс. канд. техн. наук. Уфа, 2013. 150 с.

4. **Ионов П.А., Столяров А.В., Земсков А.М.** Исследование влияния технологических режимов электроискрового упрочнения на физико-механические свойства рабочих поверхностей деталей машин // Межвуз. сб. науч. тр., посвященный 100-летию со дня рождения первого декана факультета механизации сельского хозяйства МГУ им. Н.П. Огарева доцента Д.С. Пилипко. Саранск, 2013. С. 307—311.

5. **Геометрические** параметры и физико-механические свойства поверхностей, образованных при электроискровой обработке материалов в газовой среде / Ф.Х. Бурумкулов, П.В. Сенин, С.А. Величко и др. Саранск: Изд-во ФГБОУ ВО МорГУ, 2009. С. 45.

6. **Габитов И.И., Неговора А.В.** Совершенствование технологий и средств технического сервиса автотракторной и мобильной техники // Матер. Междунар. науч.-практ. конф. в рамках XXIV Международной специализированной выставки "Агрокомплекс—2014". С. 167—173.

7. **Габитов И.И., Неговора А.В.** Обеспечение работоспособности топливоподающих систем дизелей путем индивидуальной корректировки базовых характеристик управления топливоподачей // Российская сельскохозяйственная наука. 2016. № 4. С. 84—88.

8. **Диагностика** и техническое обслуживание машин / А.Д. Ананьин, В.М. Михлин, И.И. Габитов и др. М.: Академия, 2015. 416 с.

POWER ELECTRONICS

ufi Approved Event

14-я Международная выставка компонентов и систем силовой электроники

24–26 октября 2017
Москва, Крокус Экспо

Организаторы:

primexpo ITE

+7 (812) 380 6003 / 07 / 00
power@primexpo.ru

Подробнее о выставке:
powerelectronics.ru

12+

ООО "Издательство **"Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.
Технический редактор *Конова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 27.04.2017 г. Подписано в печать 21.06.17 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**