

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 16
2020
№ 5 (185)
май

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

д.т.н., проф. В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф. А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф. О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.

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.В. СЛЕПЦОВ, 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.

Ян СУХАНЭК

Мариан СЧЕРЕК

Войтек ХОМИК

Редакция:

О.С. ЛУКАШЕНКО

А.В. ОРЛОВА

Е.А. СЕРИКОВА

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

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

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Потапов В.В., Ильин В.А.** Диагностика состояния гермообъема защитной оболочки АЭС по результатам контроля геометрии и механических свойств гермо-облицовки 195
- Семенова Ю.С., Самуль А.Г., Мажуга С.В.** Применение ультразвукового поверхностного пластического деформирования при модификации поверхностного слоя 200
- Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г.** Особенности формирования макроструктуры модифицированных износостойких покрытий из порошковых проволок 205
- Щедрин А.В., Алешин В.Ф., Игнаткин И.Ю., Чихачёва Н.Ю.** Исследование влияния угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики силовой динамики метода комбинированного дорнования отверстий 212



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Леонтьев Л.Б., Леонтьев А.Л., Шапкин Н.П., Макаров В.Н., Никифоров П.А.** Особенности трибомодифицирования поверхностного слоя стали и формирования износостойкого металлокерамического покрытия на поверхности трения 217



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Проскуряков В.И., Родионов И.В.** Лазерное импульсное легирование коррозионно-стойкой хромоникелевой стали 12X18H10T с использованием графитовой пасты 224



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Громов В.И., Курпякова Н.А., Коробова Е.Н., Дорошенко А.В., Кузнецов А.С.** Особенности образования диффузионных слоев при вакуумной цементации сталей 12X2H4A-Ш и 20X3MВФ-Ш 229



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Левченко В.А., Панфилов Ю.В.** Упрочняющие покрытия на инструменте (аналитический обзор материалов международной конференции) 234

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.05.03 – Колесные и гусеничные машины; 05.05.06 – Горные машины; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.05 – Обработка металлов давлением; 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 16
2020
№ 5 (185)
May

Since 2005, January

Editor-in-Chief

Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council

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

Editorial Assistant

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

Chairman Assistants:

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

Editorial council:

Yu.P. ANKUDIMOV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.E. GROMOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
N.K. KRIONI
V.P. KUZNETSOV
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAKHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.V. SLEPTSOV
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUKHOICHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS
Jan SUCHANEK
Marian SZCZEREK
Wojciech HOMIK

Edition:

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

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

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Potapov V.V., Il'in V.A. Diagnosis of hermetic zone of containment envelope of nuclear power plant on basis of control of geometry and mechanical properties of containment 195

Semenova Yu.S., Samul' A.G., Mazhuga S.V. Use of ultrasonic surface hardening in modification of surface layer 200

Struchkov N.F., Vinokurov G.G. Features of macrostructure formation of modified wear-resistant coatings from flux-cored wires 205

Shchedrin A.V., Aleshin V.F., Ignatkin I.Yu., Chikhacheva N.Yu. Study of effect of deforming element acting surfaces angle on characteristics of power dynamics of combined hole mandrelling method 212

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Leont'ev L.B., Leont'ev A.L., Shapkin N.P., Makarov V.N., Nikiforov P.A. Features of tribomodification of steel surface layer and formation of wear-resistant ceramic-metal coating on friction surface 217

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Proskuryakov V.I., Rodionov I.V. Laser pulsed alloying of stainless steel 12CrNiTi18-10 using graphite paste 224

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Gromov V.I., Kurpyakova N.A., Korobova E.N., Doroshenko A.V., Kuznetsov A.S. Features for formation of diffusion layers during vacuum carburizing of 12Kh2N4A-Sh and 20Kh3MVF-Sh steels 229

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Levchenko V.A., Panfilov Yu.V. Strengthening coatings on cutting tools (analytical review of international conference literature) 234

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according to groups of science specialty: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology; 05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment; 05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials,
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform



В.В. Потапов, В.А. Ильин
(АО "ВНИИАЭС", г. Москва)
E-mail: ilinva@vniiaes.ru

Диагностика состояния гермообъема защитной оболочки АЭС по результатам контроля геометрии и механических свойств гермооблицовки

Рассмотрены особенности применения лазерного сканирования геометрии облицовки, толщинометрии внутренней облицовки и измерения твердости с последующей оценкой механических свойств для контроля состояния гермообъема защитных оболочек атомных станций с реакторной установкой ВВЭР.

Ключевые слова: техническая диагностика, атомная станция, защитная оболочка, лазерное сканирование, толщинометрия, контроль механических свойств.

The features for application of laser scanning of the lining geometry, the thickness measurement of the lining and the measurement of hardness with the subsequent assessment of mechanical properties to monitor the state of the pressurized volume of the containment envelope of nuclear power plants with VVER are considered.

Keywords: technical diagnostics, nuclear power plant, containment envelope, laser scanning, thickness measurement, control of mechanical properties.

Объекты контроля — защитная оболочка и ее внутренняя гермооблицовка. Строительные конструкции зданий и сооружений (СКЗиС), в том числе и защитные оболочки (ЗО), как одни из важнейших по безопасности элементов АЭС, достаточно значимы в статистике базы ЭЛЕМЕНТ-ОТКАЗОВ на АЭС мира: для 199 объектов анализа свыше 32 % общего числа аварий и инцидентов [1].

При эксплуатации атомных электростанций функционально ответственным и сложным является реакторное отделение с его специальным оборудованием и сооружениями. Для локализации возможных аварий на пути распространения ионизирующего излучения во внешнюю среду организуется ряд преград (барьеров) и систем безопасности [2—4]. В этой связи практически вся современная мировая атомная энергетика базируется на корпусных реакторах. Их главная особенность — использование для размещения активной зоны толстостенного цилиндрического корпуса, являющегося элементом третьего барьера физической защиты.

Чаще всего защитная оболочка (контейнмент) выполнена в форме цилиндра с полусферическим куполом. Защитная оболочка — важнейшее с точки зрения безопасности сооружение атом-

ной электростанции, последний физический барьер на пути распространения радиоактивных материалов при тяжелых авариях. Это массивное сооружение особой конструкции, ее применение необходимо для защиты как в случае внутренней аварии, а также в случае внешних событий: землетрясений, цунами, ураганов, смерчей, падений самолетов, взрывов и т.д.

Большинство энергоблоков мира, строившихся последние пятьдесят лет, оснащены защитной оболочкой, несмотря на длительность ее возведения — 3...6 лет [1].

Защитные оболочки АЭС с ВВЭР (рис. 1) выполняют функцию безопасности на конечном четвертом барьере безопасности для АЭС с корпусными реакторами. При этом используются их модификации [5, 6]:

— одинарная железобетонная преднапряженная цилиндрическая конструкция (ЖБК) защитной оболочки с полусферическим куполом. Диаметр 45 м, высота около 70 м, толщина до 1,2 м;

— двойные цилиндрические железобетонные конструкции защитной оболочки (внешняя оболочка) на общей железобетонной плите. Решение и размеры внутренней оболочки в целом ана-

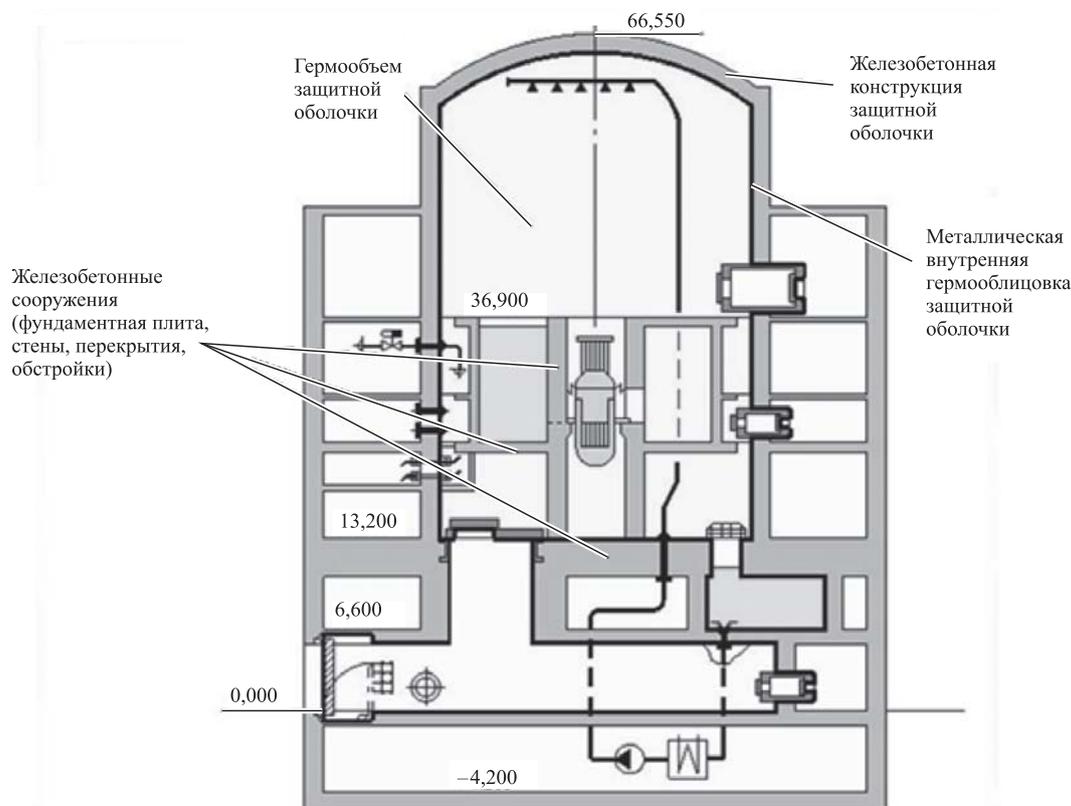


Рис. 1. Строительные конструкции и сооружения энергоблока ВВЭР-1000

логичны одинарной. Наружная оболочка рассчитывается на внешние воздействия, выполняется без предварительного напряжения и имеет толщину 500...800 мм при диаметре до 55 м и высоте до 80 м. Ширина воздушного зазора между оболочками 1,5...2,0 м. В зазоре системой вентиляции поддерживается давление ниже атмосферного.

Изнутри защитная оболочка имеет стальную герметизирующую облицовку (ГО) [5, 6]. Основное назначение внутренней оболочки — удержать в гермообъеме защитной оболочки радиоактивные парогазовые и аэрозольные продукты аварии при расчетном давлении (в зависимости от особенностей АЭС при 0,4...0,5 МПа). Гермооблицовка также рассматривается как внешнее листовое армирование, что достигается соответствующей анкерровкой облицовок в бетонном массиве для обеспечения сцепления и совместной работы стальных листов и бетонной стенки. Гермооблицовка защитных оболочек АЭС с реакторной установкой типа ВВЭР-1000 изготовлена из стали СтЗ.

Открытые поверхности облицовки из углеродистой стали имеют покрытие для защиты от коррозии и для периодической очистки от радиоактивных загрязнений в случае аварий и инцидентов [5, 6]. Облицовка выполняется из металла толщиной 6...9 мм и крепится к железобетонным

конструкциям анкерами в областях, предотвращающих выпучивания при любой комбинации действующих на нее нагрузок.

Требования и организация оценки технического состояния защитных оболочек, гермооблицовок и их покрытий. Согласно методике [7], для удовлетворения требованиям по эксплуатационной пригодности ЗО (а также ГО и покрытий) облицовка должна иметь такие начальные характеристики, чтобы с надлежащей степенью надежности при различных расчетных воздействиях не происходило образование или чрезмерное раскрытие трещин, а также не возникали чрезмерные перемещения, колебания и другие повреждения, затрудняющие нормальную эксплуатацию (нарушение требований к внешнему виду конструкции, технологических требований по нормальной работе оборудования, механизмов, конструктивных требований по совместной работе элементов и других требований, установленных при проектировании).

Классификация и причины дефектов облицовки и ее покрытий приведены в табл. 1 [2].

Работы по оценке технического состояния и срока службы ЗО в соответствии с методикой [7] должны проводиться в случаях: истечения проектного срока службы; существенного изменения условий эксплуатации (например, вследствие значи-

Классификация и причины возникновения дефектов в облицовке и ее покрытиях

Вид дефектов и повреждений	Возможные причины появления
Отклонения от геометрических размеров (сечений, длин элементов, генеральных размеров конструкций), принятых в проекте, способствующие ослаблению элементов и внецентренному приложению нагрузок	Ошибки при изготовлении и монтаже металлических конструкций из-за несоблюдения допусков
Расцентровка и неточная подгонка элементов в узлах сопряжений	Ошибки проектирования, нарушения точности при изготовлении и монтаже
Местные прогибы элементов металлических конструкций	Нарушения правил транспортировки, хранения, монтажа и эксплуатации металлических конструкций
Отклонения металлических конструкций от проектного положения	Нарушения точности при изготовлении и монтаже; нарушения правил эксплуатации
Вырезы, ослабляющие сечения элементов	Нарушения правил эксплуатации
Хрупкие или усталостные трещины в основном металле	Конструктивные недоработки, неправильный выбор марки стали при эксплуатации конструкций в условиях вибрационных и динамических нагрузок
Разрушение защитных покрытий и коррозия металла	Низкое качество защитных материалов, их неправильный выбор, нарушение правил эксплуатации
Деформации конструкций	Неравномерные осадки и крены фундаментов, температурные воздействия, нарушение правил эксплуатации
Трещины в сварных швах	Конструктивные недоработки, влияние остаточных сварных напряжений из-за нарушения режима сварки

тельной усадки основания); обнаружения значительных трудно устранимых повреждений зон или конструктивных элементов железобетонного массива или облицовки оболочки, возникших в результате допущенных нарушений технологического характера при строительстве и эксплуатации; при выполнении работ по управлению ресурсом ЗО в соответствии с СТО 1.1.1.01.007.0281—2019 [8].

Лазерное сканирование геометрии облицовок и других конструкций. Основные методы инструментального обследования: метод лазерного сканирования поверхности гермооблицовки (при котором выявляются отклонения от проектных геометрических размеров, в том числе выгибы отдельных элементов, отклонения конструкции от вертикали и др.), а также толщинометрия и измерение твердости гермооблицовки [2].

Метод лазерного сканирования заключается в дистанционном сборе пространственной информации с помощью специализированных приборов — наземных лазерных сканеров. Суть метода состоит в практически мгновенном получении координат десятков тысяч точек, описывающих сканируемый объект. Облака точек, полученные с разных сканов, сшиваются в единую точечную модель. Сшивка производится либо по характер-

ным элементам объекта, либо по опорным точкам, координаты которых определены заранее. Векторизация и моделирование осуществляются либо в специализированном программном обеспечении, либо в САД-системах.

На рис. 2 приведены схемы и результаты измерения перемещений оболочки снаружи и внутри в период предпусковых испытаний ЗО [7].

АО "ВНИИАЭС" имеет опыт по лазерному сканированию внутренних герметичных облицовок защитных оболочек (ЗО) действующих блоков АЭС при продлении их срока службы [2].

По опыту применения лазерного сканирования гермооблицовки предлагается выполнять мониторинг прогибов листов облицовки в пролетах между узлами анкеровки. Мониторинг позволяет определять изгибные деформации, вносящие наиболее значимый вклад в критериальные значения (совокупность мембранных и изгибных носительных деформаций). Это позволяет исключить возможность перерастания постулируемых дефектов сварных соединений листов герметизирующей стальной облицовки в сквозные.

Ввиду того, что стальная герметизирующая облицовка прикреплена анкерами к железобетонной защитной оболочке, принимается, что

мембранные деформации герметизирующей облицовки будут соответствовать деформациям ЗО. По деформациям ЗО могут быть получены только мембранные деформации герметизирующей облицовки, обусловленные принудительными перемещениями линейных анкеров вследствие общих деформаций оболочки.

Контроль толщины металла облицовок. В ходе инструментального обследования состояния гермооблицовки контролируются геометрические размеры (толщина) и твердость металла (для последующей оценки механических свойств металла) [7].

Гермооблицовку контролируют в купольной части, в районе вентиляционных проходок, в области основного шлюза, в области аварийного шлюза, облицовку гермообъема на отметке 13,200 и облицовку пола.

Результаты толщинометрии показали, что на энергоблоках АЭС с ВВЭР-1000, отработавших проектный срок эксплуатации, фактическая толщина металла облицовки соответствует проектным значениям [4].

Измерение твердости металла облицовки.

Также при инструментальном обследовании определяют согласно методике [8]: параметры видимых дефектов, выявленных при визуальном обследовании (осадок, ширина раскрытия и протяженности трещин, места их расположения и др.); степень коррозии металлической облицовки и др.

Методикой [7] для ГО рекомендовано выполнять измерения твердости с последующей оценкой механических свойств металла — И 1.2.1.02.019.1121—2016 "Определение характеристик механических свойств металла оборудования атомных станций безобразцовыми методами по характеристикам твердости. Инструкция" [9]. Разработка инструкции (и предшествующих ее версий в статусе руководящего документа эксплуатирующей организации) проведена при участии и по результатам работ В.В. Потапова [10].

Оценка механических свойств по характеристикам твердости выполняется по корреляционным зависимостям, представленным в И 1.2.1.02.019.1121—2016 [9]. В качестве примера в табл. 2 представлены корреляционные зависимости для сталей и сварных швов гермооблицовки [2, 10].

Рекомендуемые приборные средства оценки механических свойств по твердости: ТЭМП-2; МЕТ-УДА; ТН 150 [2].

Результаты контроля, выполненные при продлении ресурса энергоблоков № 5 НВО АЭС, № 1-3 БАЛ АЭС, № 1-2 КЛН АЭС, показали, что механические свойства металла облицовки соответствуют требованиям нормативной документации [4].

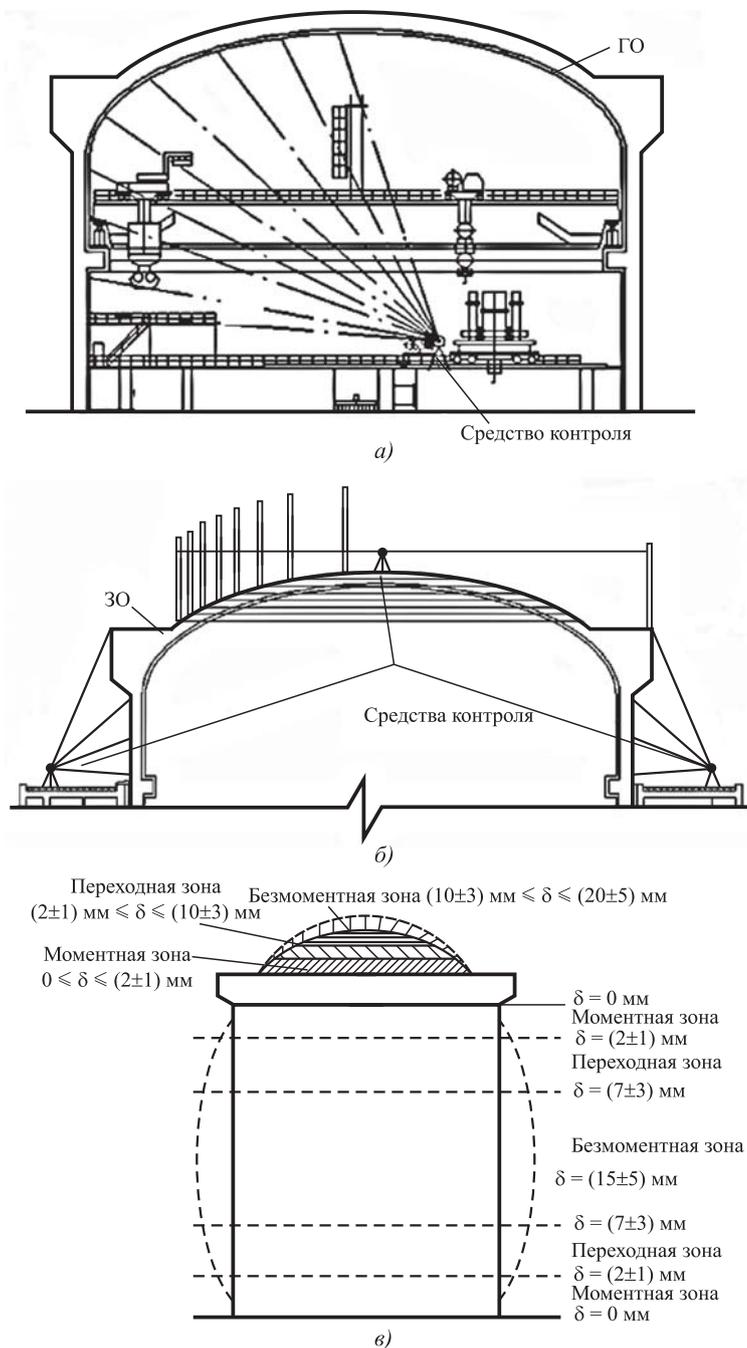


Рис. 2. Схемы размещения приборов:
 а — при контроле геометрии гермооблицовки (ГО); б — при контроле геометрии железобетонной конструкции защитной оболочки (ЗО); в — результаты зонных перемещений конструкций

Корреляционные зависимости для сталей и сварных швов гермооблицовки

Материал	Марки стали	Параметр	Уравнение
Стали углеродистые и легированные кремнемарганцовистые, включая их сварные соединения	Ст3сп, 10, 15, 20, 20Ш, 20К, 22К, 22К-ВД, 22К-Ш, 25, 30, 35, 40, 45, 09Г2С, 15ГС, 15ГС-Ш, 16ГС	R_m , МПа	$8,8 \cdot 10^{-4} \text{HB}^2 + 2,66 \text{HB} + 103$
		$R_{p0,2}$, МПа	2HB
		A_5 , %	$4,5 \cdot 10^4 / (2R_m + R_{p0,2})$
		Z , %	$1,9 \cdot 10^5 / (R_m + R_{p0,2} + 2000)$
Обозначения: R_m — предел прочности при растяжении; $R_{p0,2}$ — предел текучести при растяжении; A_5 — относительное удлинение; Z — относительное сужение.			

Заключение

При продлении сроков эксплуатации защитных оболочек, их конструкций и компонентов необходимо выполнять оценку технического состояния. Накопленный опыт по анализу информации при эксплуатации защитных оболочек, эксплуатационного контроля, результатов продления сроков эксплуатации (выполнявшихся в соответствии с РД ЭО 1.1.2.99.0538—2011 [7]) должен учитываться при разработке необходимого для отрасли Руководства по безопасности при использовании атомной энергии "Установление и методы мониторинга ресурсных характеристик строительных конструкций зданий и сооружений атомных станций", разрабатываемого в целях содействия соблюдению требований действующих федеральных норм и правил в области использования атомной энергии, в том числе НП-096—15 [11].

По результатам работ (определение перемещений узлов облицовки на типовых участках при применении лазерного сканирования) для обоснования уменьшения частоты выполнения испытаний гермообъема на плотность возможно выполнение расчетных оценок соответствия герметизирующей стальной облицовки критериям плотности (герметичности) согласно положениям методических указаний МУ 1.2.2.05.0057—2011 [12]. Критерий плотности обеспечивает герметичность при постулируемых дефектах сварных соединений в облицовке: отсутствие перерастания несквозных постулируемых дефектов в сквозные.

Расчетные оценки герметизирующей облицовки по соответствию критерию плотности согласно МУ 1.2.2.05.0057—2011 [12] выполняются для режимов НЭ, ННЭ, ПА и ЗПА с учетом ее текущего фактического состояния по данным мониторинга. При расчете определяются параметры мембранных и изгибных деформаций листов облицовки, входящие в критерий герметичности, и выполняется анализ обеспеченности плотности облицовки в зонах мониторинга элементов гермообъема.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Потапов В.В., Ильин В.А., Гошко А.И.** Аварии и инциденты как инструмент поиска мест и причин отказов защитных оболочек на АЭС мира // Контроль. Диагностика. 2019. № 11. С. 14—19.
2. **Управление** ресурсными характеристиками элементов АЭС / В.В. Потапов, В.А. Ильин, А.М. Логинов и др. / под общ. ред. В.В. Потапова. М.: Инновационное машиностроение, 2015. 400 с.
3. **Риск-ориентированный** подход для управления герметичностью элементов систем безопасности АЭС / В.И. Аксенов, А.И. Гошко, В.В. Потапов и др. М.: Инновационное машиностроение, 2017. 388 с.
4. **Определение** ресурсных характеристик защитной оболочки как одна из задач управления жизненным циклом АЭС ВВЭР-1000 / В.В. Потапов, А.М. Логинов, В.А. Ильин и др. // Атомная энергия. 2015. Т. 119. Вып. 6. С. 308—310.
5. **Рапина К.А.** Конструкции защитных железобетонных оболочек ядерных установок // Строительные конструкции. 2013. Вып. 78 (1). С. 84—91. Режим доступа: [http://nbuv.gov.ua/UJRN/buko_2013_78\(1\)_13](http://nbuv.gov.ua/UJRN/buko_2013_78(1)_13) (дата обращения: 21.01.2020).
6. **Демидов А.П., Савченко В.А.** Защитные оболочки реакторных отделений зарубежных АЭС // Энергетическое строительство за рубежом. 1989. № 5. С. 2—7.
7. **РД ЭО 1.1.2.99.0538—2011.** Методика оценки технического состояния и остаточного ресурса защитных оболочек атомных станций с ВВЭР-1000.
8. **СТО 1.1.1.01.007.0281—2019.** Управление ресурсом элементов энергоблоков атомных станций.
9. **И 1.2.1.02.019.1121—2016.** Определение характеристик механических свойств металла оборудования атомных станций безобразцовыми методами по характеристикам твердости. Инструкция.
10. **Потапов В.В.** Исследование механических свойств металла корпусов ВВЭР в процессе эксплуатации на основе безобразцовой методики контроля: дис. ... канд. техн. наук. М., 2001.
11. **НП-096—15.** Требования к управлению ресурсом оборудования и трубопроводов атомных станций. Основные положения.
12. **МУ 1.2.2.05.0057—2011.** Проектирование стальных герметизирующих облицовок железобетонных конструкций зданий АЭС.

Ю.С. Семенова, А.Г. Самуль, С.В. Мажуга
(Новосибирский государственный технический университет)
E-mail: yu.semenova@corp.nstu.ru

Применение ультразвукового поверхностного пластического деформирования при модификации поверхностного слоя

Приведен обзор результатов научных исследований различных научных школ в области применения ультразвукового пластического деформирования. Рассмотрено влияние энергии ультразвуковых колебаний на изменения в структуре материала поверхностного слоя, топографии поверхности и других характеристик. Представлен широкий спектр возможностей применения ультразвукового пластического деформирования при подготовке поверхностей перед проведением химико-термической обработки, при нанесении покрытий, а также в качестве финишной обработки. Рассмотрены перспективы применения метода в комбинации с другими способами воздействия на материал. Показаны возможности уменьшения стоимости изготовления изделия за счет введения операции ультразвукового пластического деформирования в технологический процесс.

Ключевые слова: ультразвуковое пластическое деформирование, модификация поверхностного слоя.

Overview of the research results got by various scientific schools in the field of application of ultrasonic surface hardening is provided. Wide range of opportunities of ultrasonic surface hardening is shown for the application in the preliminary machining of surfaces before thermal and chemical treatment, coating, and also as finishing machining. The effect of the energy of ultrasonic vibrations on structure changes in the material of the surface layer and on surface microrelief on parts performance is considered. The prospects of using of the ultrasonic surface hardening method in combination with other methods of the material modification are presented. In addition the possibilities of reducing the manufacturing cost of product by introducing ultrasonic surface hardening into the technological process are shown.

Keywords: ultrasonic surface hardening, modification of surface layer.

Введение

Ультразвуковое пластическое деформирование применяется в промышленности с 50-х гг. XX века. Проблемами исследования и внедрения в производство ультразвукового поверхностного пластического деформирования занимались такие ученые, как И.И. Муханов, Г.А. Исхакова, Х.М. Рахимьянов, В.П. Гилета, В.Б. Асанов, А.И. Безнедельный, Ю.В. Холопов, Г.И. Погодин-Алексеев, И.И. Теумин, О.В. Абрамов, Г.И. Эскин и др. Ими были изучены возможности применения метода и сформулированы базовые принципы задания параметров качества поверхностного слоя изделия через варьирование режимов обработки для сталей, чугунов и цветных металлов.

Суть ультразвукового поверхностного пластического деформирования (УЗПД) заключается в интенсивной передаче энергии ударов инструмента, колеблющегося с ультразвуковой частотой и малой амплитудой, материалу поверхностного слоя. Благодаря малому времени контакта инструмента с обрабатываемым металлом нагрузка на заготовку не приводит к изменениям формы детали, а действует лишь в пределах поверхностного слоя, образуя наклеп. Перекрывание единич-

ных отпечатков, управляемое варьированием кинематических параметров обработки, позволяет создавать регулярный маслосъемный микрорельеф. В работах [1, 2] подробно изучены механизмы формирования нового микрорельефа, что позволило не только объяснять суть процессов, но и предугадывать результаты обработки, исходя из назначенных технологических режимов. Использование подобного математического аппарата позволяет отказаться от эмпирического подбора режимов обработки и перейти к назначению технологических режимов, отталкиваясь от задачи обеспечения наиболее благоприятного с точки зрения эксплуатации микрорельефа, отличающегося регулярной геометрией.

Кроме этого, обработка УЗПД позволяет формировать сжимающие напряжения, повышающие усталостную долговечность изделий [3]. Это свидетельствует о целесообразности использования УЗПД на стадии финишной обработки. Однако существуют трудности при применении УЗПД при обработке тонкостенных и неравностенных деталей (с толщиной стенки 3...5 мм). Сжимающие напряжения, возникающие в процессе обработки, способны вызвать деформацию тонких стенок в пределах 5...10 мкм и более [3].

Известны также работы, посвященные исследованию влияния УЗПД на износостойкость обработанной поверхности, в том числе с помощью комбинированных способов обработки. Так, при УЗПД с внедрением твердой смазки реализуется идея удара через промежуточную среду, в результате чего повышается совместимость материалов в парах трения. Износостойкость образцов, обработанных УЗПД с внедрением твердой смазки, в 3 раза выше по сравнению с образцами без УЗПД [4]. В работе [5] приведены результаты экспериментальных исследований по упрочнению трибологической пары колесо—рельс методом УЗПД, которые в очередной раз доказывают эффективность данного метода в качестве упрочняющего. Авторы объясняют полученный эффект тем, что наклепывание поверхностей с одновременным сглаживанием неровностей ускоряет процесс приработки пар и уменьшает приработочный износ, также наклепанная поверхность менее подвержена схватыванию, чем поверхности после шлифования или точения.

На данный момент наблюдается смещение фокуса исследовательского и практического интересов в сторону возможностей обеспечения улучшенных эксплуатационных свойств поверхностного слоя посредством изменения структуры металла в поверхностном слое, что существенно расширяет границы применения метода.

Так, благодаря дополнительным возможностям модификации поверхностного слоя можно достичь увеличения адгезии и диффузии покрытий, наносимых на обработанные методом УЗПД поверхности [6, 7].

Данный обзор направлен на рассмотрение перспективных возможностей использования метода ультразвукового пластического деформирования в качестве операции, обеспечивающей улучшенные механические и эксплуатационные свойства материала, а также в качестве подготовительной, в том числе, перед последующей химико-термической обработкой вследствие способности УЗПД к активации поверхностного слоя.

Изменение структуры металла поверхностного слоя

Одним из результатов воздействия ультразвукового пластического деформирования является фрагментация структуры материала поверхностного слоя. Суть процесса заключается в разбиении зерна в поликристаллическом металле или монокристалла на взаимно разориентированные области в ходе пластической деформации. При этом разориентированные области имеют так называемые мезоскопические размеры (порядка

10^{-9} м). В работе [8] изучена степень влияния предварительного УЗПД на изменение свойств и структуры стали, впоследствии подвергнутой термической обработке. При изучении влияния ультразвуковой обработки на структуру и свойства стали ЭК-181, прошедшей термическую обработку, обнаружено, что размер фрагментов структур, прошедших обработку, составляет 140 нм, что можно считать структурой, близкой к нанокристаллической. В работе перечислены следующие эффекты, обеспеченные применением УЗПД, сопровождающимся образованием нанокристаллических структур: подавляется выделение карбидов хрома из твердого раствора при дальнейшей термической обработке, что приводит к увеличению параметра кристаллической решетки и, соответственно, к возникновению высоких внутренних напряжений сжатия. При этом наблюдается увеличение предела текучести за счет подавления рекристаллизации при последующем старении, за счет выделившихся нанокристаллов карбида ванадия на границах зерен. Отмечается, что образование нанокристаллической структуры в поверхностном слое приводит к снижению пластичности и смене характера разрушения от вязкого до хрупкого транскристаллитного. Ранее упомянутое наличие высоких внутренних напряжений подавляет порообразование и формирование микротрещин.

В работах [8, 9] отмечено, что наноструктурирование увеличивает статическую и циклическую выносливость, влечет за собой увеличение прочностных характеристик (предел текучести, временное сопротивление, предел выносливости), повышение коррозионной стойкости и других свойств.

Таким образом, применение УЗПД позволяет получить улучшенные механические свойства посредством наноструктурирования. Не менее важен тот факт, что нанокристаллическая структура позволяет сохранять улучшенные свойства обработанной УЗПД детали в условиях повышенных температур или при термической обработке, что значительно повышает перспективность промышленного применения метода.

Создание благоприятной микрогеометрии и улучшение эксплуатационных свойств

Возможность обеспечивать высокое качество поверхности и регулярный микрорельеф с малой шероховатостью нашла применение при подготовке заготовок перед напылением покрытий. В работе [10] рассмотрено применение ультразвукового пластического деформирования в качестве операции, обеспечивающей микрорельеф, необходимый для образования покрытий с требуемы-

ми структурой и свойствами. Показано, что высота и шаг микронеровностей влияют на скорость охлаждения и градиент температур напыляемого плазмой покрытия. Так, наибольший градиент температур и наибольшую скорость охлаждения удалось получить при наибольшем шаге и высоте микронеровностей. Увеличение скорости охлаждения в определенных пределах, исходя из результатов работы [11], способствует образованию субмикроструктурных фаз в металле, однако чрезмерное повышение скорости охлаждения влечет за собой проявление растягивающих остаточных напряжений, а также увеличивает склонность покрытия к отслоению. Управление параметрами микрогеометрии при ультразвуковой упрочняюще-чистовой обработке следует рассматривать как возможность создания покрытий с благоприятными структурой и свойствами. В работе [12] отмечено благоприятное влияние морфологии полностью нового регулярного микрорельефа на растекание жидких напыляемых частиц и образования "сплетов" (растекающихся и затвердевающих на поверхности капель расплава). Специфичный микрорельеф с мелкозернистой структурой материала способствует обеспечению надежной адгезионной связи.

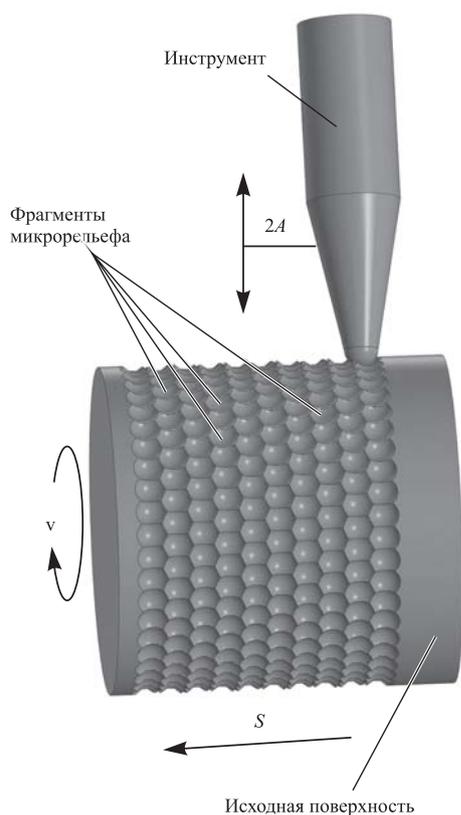


Схема формирования морфологии поверхности при ультразвуковом пластическом деформировании:

$2A$ — амплитуда колебаний ультразвукового инструмента;
 v — скорость вращения детали; S — продольная подача

Изыскания, касающиеся получения специфичной микрогеометрии, наиболее рациональной с точки зрения последующей эксплуатации, представлены в работах [1, 2]. Представленная в данных работах математическая модель определяет морфологию нового микрорельефа через расчет параметров единичных отпечатков индентора и задания условий их наложения в процессе обработки (рисунок).

Кроме того, в работах рассмотрены возможные варианты образования форм фрагментов микрорельефа посредством варьирования режимными параметрами УЗПД (с четырехугольными фрагментами, с фрагментами в виде равносторонних шестиугольников, с фрагментами в виде неравносторонних шестиугольников) и зависимость их формирования от режимов обработки. При этом глубина фрагментов микрорельефа может варьироваться в диапазоне от 1,5 до 60 мкм. Посредством этой модели возможно определять рациональные режимы обработки и, тем самым, управлять конечным состоянием поверхностного слоя, что благоприятно скажется на его эксплуатационных свойствах.

Не менее перспективной возможностью является обеспечение качества восстановленных наплавкой поверхностей. В работе [13] рассмотрена обработка восстановленной наплавкой поверхности. Для наплавленного слоя характерны низкое качество макро- и микрогеометрии и присутствие пор. Выявлено, что посредством УЗПД возможно как уменьшить шероховатость и увеличить микротвердость, так и достичь эффекта схлопывания мелких пор и вытягивания с уменьшением глубины крупных. При этом остаточных следов мелких пор не наблюдается при исследовании со 100-кратным увеличением.

Таким образом, ультразвуковое пластическое деформирование, применяемое с установленными режимами обработки, способствует увеличению ресурса деталей машин, обеспечивая наиболее благоприятную рабочую микрогеометрию. Недостаток УЗПД, заключающийся в сложности индивидуального экспериментального подбора режимов обработки под каждый отдельный материал, с появлением математических моделей процесса в перспективе перестанет быть решающим на этапе технологической подготовки производства.

Применение УЗПД в качестве подготовительной операции перед химико-термической обработкой

Помимо управления микрогеометрии УЗПД обладает свойством увеличения числа дислока-

ций в обрабатываемом металле. Подобные механизмы интересны не только с точки зрения получения сжимающих напряжений и упрочнения, но и с точки зрения активации поверхностного слоя. В работах [6, 8, 14] изучены возможности активации поверхностного слоя сталей и цветных металлов для облегчения ионного переноса при проведении химико-термической обработки.

Механизм интенсификации ионного переноса заключается в повышении подвижности дислокаций как следствие ультразвукового пластического деформирования. Ультразвуковое пластическое деформирование способствует перемещению линии краевой дислокации из одной плоскости в параллельную ей. Осуществляется это за счет диффузии межузельных атомов и вакансий к линии дислокации. Этот процесс способствует избыточному образованию "деформационных" вакансий, способных длительное время сохраняться, участвуя в диффузионных процессах.

Также ионная имплантация поверхностей, прошедших ультразвуковое пластическое деформирование, приводит к образованию слоя внутреннего азотирования, толщина и фазовый состав которого зависят от температуры имплантации. Внутреннее азотирование с подавлением образования сплошного слоя нитридов на поверхности способствует формированию распределенных в матрице дисперсных частиц нитридов легирующих элементов. Их отличительной чертой является термодинамическая стабильность, что способствует стабилизации структуры азотированного металла при повышенных температурах, обеспечивая эффективное упрочнение материала. Описанный эффект связан с увеличением интенсивности внутрикристаллической диффузии, ростом числа центров роста нитридных частиц и увеличением плотности линейных дефектов в поверхностном слое [6, 7].

В работе [15] для увеличения интенсивности и обеспечения качества химико-термической обработки (ХТО) используется предварительное ультразвуковое пластическое деформирование. Цель проведения этой обработки — активация поверхностного слоя для облегчения ионного азотирования. Предварительная ультразвуковая обработка способствует увеличению глубины азотирования поверхностного слоя на 25...30 мкм с повышенной микротвердостью. Результаты приведены для стали 40Х13.

Представленные выше результаты исследований позволяют сделать на их основе следующие выводы: метод ультразвукового пластического деформирования показывает себя как универсальный метод обеспечения повышенных эксплуата-

ционных свойств детали; посредством ультразвукового пластического деформирования возможно существенное улучшение результатов последующих ТО и ХТО. В перспективе повышение диффузионной способности вследствие избыточного образования вакансий в объеме поверхностного слоя при ультразвуковом пластическом деформировании может быть использовано для насыщения приповерхностных слоев детали непосредственно во время УЗПД. Это осуществимо при обеспечении достаточной энергии единичного удара индентора и подачи насыщающего материала в зону деформирования.

Комбинированная обработка с применением УЗПД

Также нередким является применение УЗПД для удешевления себестоимости изделия путем обеспечения улучшенных эксплуатационных свойств стандартных конструкционных материалов. Пример подобного применения изложен в работе [16]. Так, обработка УЗПД после проведения электроискровой цементации (ЭЦ) значительно повышает эксплуатационные свойства детали, увеличивая прочность при растяжении образцов из стали 40Х в 1,22 раза и в 1,77 раза для стали 12Х18Н10Т по сравнению с образцами без применения ультразвукового пластического деформирования. Кроме того, износостойкость образцов возросла в 7,8 раза для стали 40Х и в 11,5 раза для 12Х18Н10Т.

Вышеописанный метод нашел применение при производстве защитной втулки масляных уплотнений центробежных компрессоров, к эксплуатационным свойствам которых предъявляются высокие требования к износостойкости, сопротивлению усталости и пластичности основы для осуществления напрессовки на вал. Изначально, для производства защитных втулок применялся "монель" сплав (коррозионно-стойкий медно-никелевый сплав, отличающийся высокими стойкостью к коррозии, прочностью и ценой) с последующим нанесением на заготовку покрытия из сплава "хестеллой" (никелевый сплав, в состав которого входят медь, хром, молибден, вольфрам, кобальт, ниобий и ванадий). Поскольку обработанные при помощи ЭЦ в сочетании с ультразвуковой упрочняюще-чистовой обработкой образцы проявили более высокую износостойкость (в 1,2 и 1,11 раза для сталей 40Х и 12Х18Н10Т соответственно) по сравнению со стандартным изделием, было принято решение об отказе в применении монель сплавов, что привело к значительному удешевлению производства защитных втулок.

Таким образом, применение УЗПД открывает возможности существенного удешевления себестоимости ответственных изделий, позволяя получать больший экономический эффект от реализации продукции.

Выводы

1. На данный момент интерес к УЗПД проявляется при получении нано- и субмикроструктурной структуры поверхностного слоя, активации поверхности перед проведением ХТО, обеспечении благоприятной геометрии перед нанесением покрытий.

2. Перспективным является применение УЗПД в целях обеспечения улучшенных свойств конструкционных материалов. Такой подход позволяет применять широко распространенные материалы в качестве замены специализированных материалов, что приведет к уменьшению себестоимости детали и упрощению производства.

3. Накопленные в области ультразвукового пластического деформирования знания на данный момент уже позволяют создавать математические модели, обеспечивающие расчет наиболее рациональных режимов обработки, в зависимости от желаемого результата, что позволит расширить область применения УЗПД.

4. Ультразвуковая обработка нашла применение в области восстановления деталей. Возможность применять универсальное оборудование для осуществления УЗПД и наличие моделей, достоверно рассчитывающих рациональные режимы обработки, могут существенно повысить применимость ультразвукового деформирования.

5. Наноструктурирование материала посредством УЗПД способствует сохранению свойств и структуры поверхностного слоя детали под действием высоких температур, что способно увеличить ресурс деталей, работающих в условиях жестких температурных режимов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С. Моделирование процесса формирования регулярного микрорельефа при ультразвуковом пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 2. С. 3—9.
2. Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С., Живага А.А. Технологические режимы ультразвуковой упрочняющей-отделочной обработки деталей с тонкослойными покрытиями // Вестник Кузбасского государственного технического университета. 2018. № 2. С. 84—92.
3. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: справочник. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

4. Скобелев С.Б. Экспериментальное исследование влияния режимов ультразвуковой пластической обработки с внедрением твердой смазки на качество рабочих поверхностей и поверхностного слоя деталей // X Международная научно-практическая конференция студентов, аспирантов, молодых исследователей "Теоретические знания и практические дела": сб. статей. Омск, 2009. Ч. 2. С. 19—21.

5. Исследование износостойкости модифицированных поверхностей пары трения колесо—рельс / Э.Х. Искаев, В.Б. Мордынский, А.С. Тюфяев, Г.И. Паньков // Технология машиностроения. 2013. № 12. С. 36—39.

6. Клименов В.А., Ковалевская Ж.Г., Уваркин П.В. Ультразвуковое модифицирование поверхности и его влияние на свойство покрытий // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. Спец. выпуск. Ч. 2. С. 157—160.

7. Ультразвуковая обработка конструкционных материалов / А.В. Панин, О.Б. Перевалова, М.С. Казаченок и др. Томск: Издательский дом Томского государственного университета, 2016. 172 с.

8. Формирование нанокристаллической структуры в поверхностных слоях стали ЭК-181 в процессе ультразвуковой обработки / А.В. Панин, Е.А. Мельникова, О.Б. Перевалова и др. // Физическая мезомеханика. 2009. Т. 12. № 2. С. 83—93.

9. Марков А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 1. С. 5—20.

10. Расчет влияния микрорельефа поверхности, создаваемого ультразвуковой обработкой на процесс охлаждения напыленного материала / Ж.Г. Ковалевская, А.П. Жуков, В.А. Клименов и др. // Известия Томского политехнического университета. 2011. Т. 317. № 2. С. 120—125.

11. Плазменное напыление износостойких покрытий из порошков самофлюсующихся сплавов / В.И. Кузьмин, С.П. Вашенко, И.П. Гуляев и др. // Вестник Югорского государственного университета. 2015. Т. 35. № 2. С. 45—52.

12. Зайцев К.В. Способ обработки поверхности под высокоскоростное газотермическое напыление // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2014. № 6. С. 350—355.

13. Пластическое деформирование наплавленных покрытий // В.Г. Буров, И.А. Батаев, Е.Е. Корниенко, А.А. Дробяз // Научный вестник Новосибирского государственного технического университета. 2010. Т. 38. № 1. С. 93—97.

14. Ковалевская Ж.Г., Кукареко В.А. Особенности формирования азотированных слоев в пластически деформированной стали 40Х, обработанной интенсивными потоками ионов азота // Известия Томского политехнического университета. 2014. Т. 324. № 2. С. 118—125.

15. Повышение износостойкости титанового сплава ВТ6 путем наноструктурирования поверхностного слоя и последующей химико-термической обработки / С.В. Панин, А.Е. Когачев, Ю.И. Почивалов и др. // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. Спец. выпуск. С. 101—104.

16. Электроискровое легирование графитом стальных поверхностей: технология, свойства, применение / В.Б. Тарельник, А.В. Паустовский, Ю.Г. Ткаченко и др. // Электронная обработка материалов. 2017. Т. 53. № 4. С. 1—10.

Н.Ф. Стручков, Г.Г. Винокуров
(Институт физико-технических проблем Севера имени В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск)
E-mail: struchkov_n@rambler.ru

Особенности формирования макроструктуры модифицированных износостойких покрытий из порошковых проволок

Приведены результаты исследования макроструктуры и уровни открытой пористости износостойких покрытий из порошковых проволок с модифицирующими добавками корунда Al_2O_3 , вольфрама, тантала и редкоземельного концентрата Томторского месторождения (Республика Саха, Якутия). Предложена статистическая модель для описания формирования слоистой макроструктуры и оценки открытой пористости у порошковых покрытий.

Ключевые слова: электрометаллизационное покрытие, модифицирующие добавки, макроструктура, открытая пористость, марковская цепь, статистическая модель.

The results of the macrostructure and levels of apparent porosity of wear-resistant coatings from flux-cored wires with modifying additives of corundum Al_2O_3 , tungsten, tantalum and rare-earth concentrate of the Tomtor field (Republic of Sakha, Yakutia) are presented. Statistical model is proposed to describe the formation of layered macrostructure and to evaluate the open porosity of powder coatings.

Keywords: electroarc metallization coating, modifying additives, macrostructure, apparent porosity, Markov chain, statistical model.

Введение

В настоящее время для нанесения износостойких покрытий на детали машин и механизмов широко применяются высокоэнергетические технологии порошковой металлургии [1–4]. По технико-экономическим показателям для ремонтного производства одной из перспективных является технология электродуговой металлизации порошковых проволок. В качестве шихты порошковой проволоки для упрочнения и улучшения структуры покрытий часто используются смеси промышленных самофлюсующихся сплавов с модификаторами из тугоплавких металлов, карбидов, оксидов и др. Поэтому модифицированные покрытия из порошковых проволок характеризуются крайне высокой степенью неоднородности структуры — выделениями избыточных дисперсных и коагулированных фаз, слоистым строением и пористостью [5–7].

Форма частиц и поровое пространство между ними составляют понятие макроструктуры порошкового покрытия (В.В. Кудинов). Сложные многофакторные физико-механические процессы при охлаждении и застывании расплавленных частиц порошковых смесей, их взаимодействие с поверхностью подложки влияют на формирование макроструктуры порошкового покрытия. Образование макроструктуры покрытия из множества частиц порошкового материала, вследствие

их разбрызгивания, газопоглощения, неплотной упаковки и т.д., приводит к образованию различной пористости. Поэтому основной количественной характеристикой макроструктуры порошковых покрытий является их пористость с размерами пор в очень широком диапазоне $\sim 10^{-8} \dots 10^{-4}$ м [1]. Для измерения открытой пористости порошковых материалов и покрытий широко применяется сравнительно простой метод гидростатического взвешивания [8–11].

Макроструктура износостойких покрытий из порошковых проволок существенно влияет на эксплуатационные характеристики обработанной поверхности деталей машин и механизмов. Поэтому, чтобы оценить свойства упрочненной поверхности, необходимо выявлять основные закономерности формирования макроструктуры модифицированных порошковых покрытий.

Цель работы — установление особенностей формирования макроструктуры модифицированных износостойких покрытий из порошковых проволок.

Материалы и методика экспериментальных исследований

Объекты исследования — износостойкие покрытия, полученные при различных режимах электродуговой металлизации порошковой проволоки с тугоплавкими добавками корунда Al_2O_3 .

Данная порошковая проволока является разработкой Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (ИФТПС СО РАН) [12]. Также исследовали макроструктуру покрытий из опытных порошковых проволок с модифицирующими добавками трех видов: вольфрама, тантала и комплексного концентрата Томторского месторождения редкоземельных металлов Республики Саха (Якутия).

Порошковая проволока разработки ИФТПС СО РАН, содержащая тугоплавкий оксид Al_2O_3 , состоит из стальной оболочкой с шихтой из смеси порошков феррохрома и оксида алюминия следующего состава, % мас.: 0,47...0,51 С; 2...4 Cr; 10...15 Al_2O_3 ; Fe — остальное [12]. Диаметр порошковой проволоки 2,0 мм; начальный коэффициент заполнения составляет ~0,35...0,40. Покрытия с тугоплавкими добавками корунда Al_2O_3 нанесены на установке электродуговой металлизации "ЭДУ-500" (ООО "Вега-1", г. Комсомольск-на-Амуре) при следующих технологических режимах электродуговой металлизации: ток дуги $I = 280...300$ А, дистанция напыления $L = 130$ мм, напряжения дуги $U = 30, 35$ и 40 В.

В порошковых проволоках с модифицирующими добавками вольфрама и тантала варьировали содержание модификаторов в шихте — 0,1; 0,3 и 1 % мас.; основу порошкового материала представляет промышленный порошок ПГСР-4 системы Ni—Cr—W—Si. Опытные порошковые проволоки имеют диаметр 1,92 мм. Покрытия с модифицирующими добавками вольфрама и тантала нанесены также на установке "ЭДУ-500" при технологических режимах: ток дуги $I = 200...220$ А, напряжение дуги $U = 38...40$ В, дистанция напыления $L = 150...180$ мм; толщина покрытий составляет 0,8...1,2 мм. Для проведения измерений были изготовлены цилиндрические и прямоугольные образцы с покрытием на торцевой стороне.

Составы шихты опытных порошковых проволок третьего вида содержат соответственно 8,25 и 1,8 % мас. модифицирующих добавок комплексного концентрата Томторского месторождения редкоземельных металлов. Также проведены сравнительные исследования покрытий из контрольного состава проволоки без модификаторов редкоземельного концентрата. Диаметр опытных порошковых проволок также 2,0 мм; коэффициент заполнения составляет ~0,25...0,30. Покрытия нанесены также на установке электродуговой металлизации "ЭДУ-500" при следующих технологических режимах металлизации: ток дуги $I = 200...300$ А, напряжение $U = 40...70$ В, давление распыляемого воздуха $P = 0,70...0,75$ МПа, дистанция напыления $L = 150$ мм. Покрытия были на-

несены на полированные стальные подложки для последующего отделения. Полученные образцы покрытий не подвергали дополнительной термической обработке.

Как было отмечено выше, основной количественной характеристикой макроструктуры порошковых покрытий является их пористость (закрытая и открытая). При этом именно открытая пористость отражает закономерности упаковки расплавленных порошковых частиц в слоистой макроструктуре покрытия. Определение открытой пористости покрытий из порошковых проволок проводили методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 9.304—87 [9]. При использовании данного метода основным фактором, обеспечивающим его точность, является степень насыщения открытых пор покрытия рабочей жидкостью. Для наиболее полной пропитки открытых пор покрытий в качестве рабочей жидкости был выбран керосин. Использование керосина, обладающего высокой проникающей способностью, в качестве пропитывающей жидкости позволяет исключить дополнительные операции пропитки, необходимые при использовании других жидкостей [1, 3, 8—10].

Открытую пористость образца покрытия с подложкой определяли по формуле (ГОСТ 9.304—87):

$$\Pi = \frac{(m_2 - m)\rho_0}{(m_2 - m_1)\rho_0 - m_0\rho_{ж}} \cdot 100 \%,$$

где m — масса сухого образца с покрытием на воздухе; m_0 — масса подложки; m_1 — масса пропитанного образца с покрытием в жидкости; m_2 — масса пропитанного образца с покрытием на воздухе; ρ_0 — плотность подложки; $\rho_{ж}$ — плотность пропитывающей жидкости (керосина). При отделении покрытия от подложки и измерениях без подложки в данной формуле $m_0 = 0$.

Металлографический анализ макроструктуры износостойких порошковых покрытий проведен на микроскопах Neophot-32, Stemi2000-C и Axio Observer D1m. Микроструктурные исследования проводили также на сканирующем электронном микроскопе TM3030 (Hitachi, Япония). При измерении открытой пористости взвешивание образцов на воздухе и в керосине проведены на электронных весах с точностью до 0,0001 г.

Макроструктура и пористость модифицированных покрытий из порошковых проволок

Как показал металлографический анализ, наличие пор в порошковых покрытиях отражается на особенностях их макроструктуры (рис. 1, 2).



а)



б)

Рис. 1. Макроструктуры покрытий из порошковых проволок с модифицирующими добавками корунда Al_2O_3 :

а — $U = 30$ В; б — $U = 40$ В

На рис. 1 приведены характерные макроструктуры покрытий из порошковых проволок с тугоплавкими добавками Al_2O_3 , полученных на различных технологических режимах металлизации $U = 30$ и 40 В.

Как известно, модифицирующие добавки корунда являются тугоплавкими (температура плавления Al_2O_3 составляет 2050 °С). Поэтому при электродуговой металлизации крупные частицы порошка корунда только частично расплавляются и практически сохраняют формы (см. рис. 1, а).

Как показывает анализ, в макроструктуре покрытий присутствуют оксидные пленки и мелкие поры на границах частично расплавленных и деформированных частиц — так называемых сплэтов (см. рис. 1). Также наблюдаются крупные поры неправильной формы, образованные на границах нескольких частиц, вследствие их неплотной упаковки. Высокий уровень пористости покрытий определяется большими размерами пор сложной формы (см. рис. 1, а). Формирование таких пор с широким диапазоном размеров во всем объеме покрытия приводит к их выходу на поверхность, т.е. формированию открытой пористости [1].

На рис. 2, а, б приведены структуры покрытий из порошковых проволок с модифицирующими добавками вольфрама и тантала. Как видно из изображений, порошковые покрытия с обоими видами модификаторов имеют неоднородную слоистую структуру, также состоят из наложенных друг на друга расплавленных частиц порошковой проволоки с прослойками оксидных пленок между ними. Наиболее крупные поры, как в покрытии с модифицирующими добавками корунда (см. рис. 1), образуются на границах и стыках наложенных расплавленных и оплавленных частиц (см. рис. 2, а, б).

На рис. 2, в, г приведены характерные макроструктуры покрытий с редкоземельными модифицирующими добавками содержанием $8,25$ и $1,8$ % мас. В данных покрытиях также наблюдается наличие слоев из оксидных пленок и небольших пор на границах деформированных частиц — сплэтов и крупные поры сложной формы, образованные на границах нескольких частиц, вследствие их неплотной укладки.

Таким образом, характерной особенностью макроструктуры модифицированных порошковых покрытий является ее слоистое строение.

В табл. 1 приведены данные открытой пористости П покрытий из порошковых проволок с модифицирующими добавками корунда, тантала, вольфрама и РЗМ. Наименьшее значение $1,64$ % открытой пористости наблюдается у покрытия с корундом Al_2O_3 , полученного при режиме: ток $I = 280...300$ А, напряжение $U = 35$ В, дистанция напыления $L = 130$ мм. При незначительном снижении напряжения дуги ($U = 30$ В) открытая пористость покрытия увеличивается практически вдвое, рост напряжения дуги до 40 В также повышает пористость до ≈ 2 % (см. табл. 1). Таким образом, выявлено, что уровень открытой пористости покрытия крайне чувствителен к изменению технологических режимов нанесения.

Измерениями пористости установлено, что при увеличении содержания модифицирующих

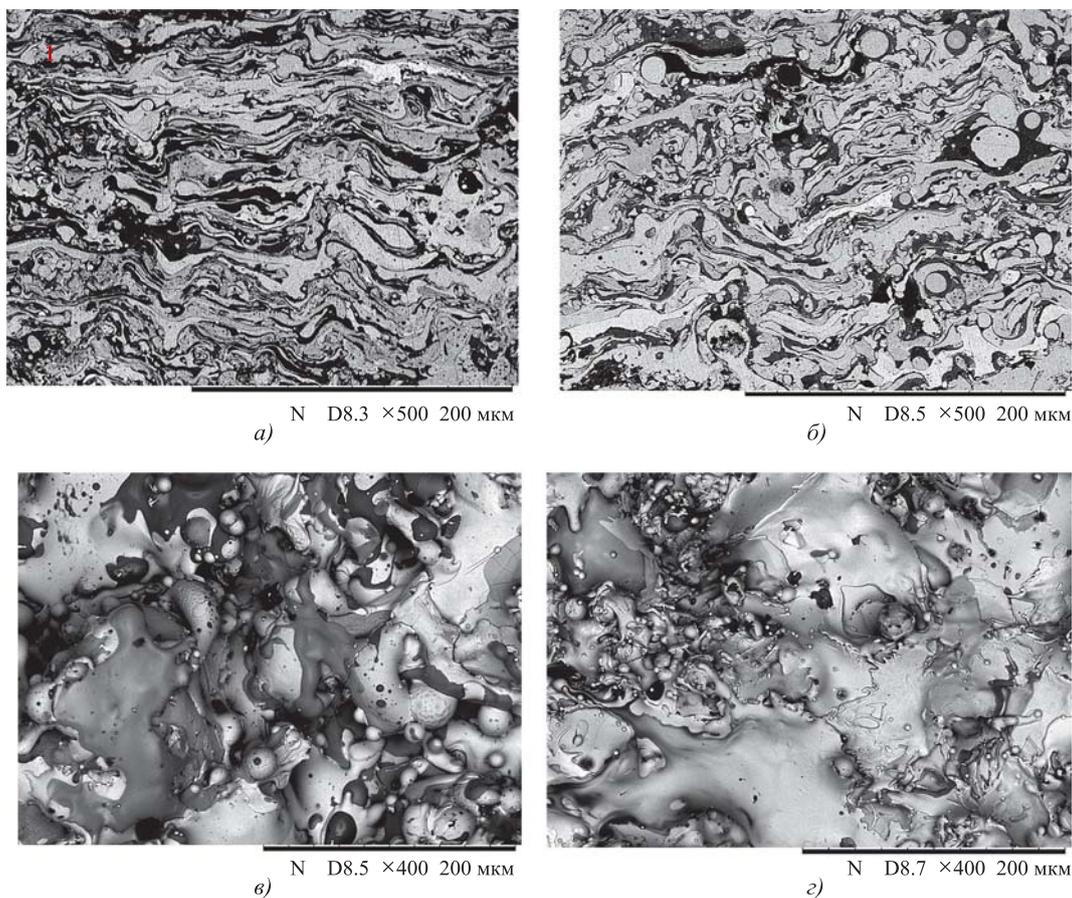


Рис. 2. Макроструктуры покрытий из порошковых проволок с модифицирующими добавками:
а — 1 % мас. W; *б* — 0,1 % мас. Та; *в* — 8,25 % мас. PЗМ; *г* — 1,8 % мас. PЗМ

добавок вольфрама и тантала от 0,1 до 1 % мас. пористость обоих видов покрытий изменяется немонотонным образом (см. табл. 1). Для покрытий с вольфрамом уровень пористости составляет от 4,87 до 8,67 %, пористость покрытий с танталом — от 5,94 до 7,85 %. Установлено, что уровень открытой пористости модифицированных порошковых покрытий также немонотонно зависит от содержания редкоземельных модификаторов. Наименьшее среднее значение 6,19 % открытой пористости наблюдается у контрольного образца покрытия без редкоземельных добавок (см. табл. 1).

Формирование макроструктуры порошковых покрытий и его статистическое описание

Ранее авторами было сделано предположение, что случайное распределение пористости порошковых покрытий описывает формирование их макроструктуры [13]. Как известно, по механизму образования элементы пористости макроструктуры порошкового покрытия разделяются на следующие основные виды [1]:

1) микро- и мезопоры, образующиеся вследствие неплотной укладки частиц в слой, формируемый за один проход напыления. К этому

Таблица 1

Открытая пористость модифицированных покрытий из порошковых проволок

Покрытие, модификатор	Al ₂ O ₃			W, % мас.		
	U = 30 В	U = 35 В	U = 40 В	0,1	0,3	1
П, %	3,02	1,64	1,97	4,87	8,67	7,48
Покрытие, модификатор	Та, % мас.			PЗМ, % мас.		
	0,1	0,3	1	8,25	1,8	0
П, %	7,85	5,94	6,73	7,36	9,56	6,19

классу относятся наиболее крупные поры порошкового покрытия, их геометрия может быть разнообразной;

2) поры, образующиеся вследствие взаимодействия частиц порошкового материала с газовой средой: в покрытии могут локализоваться пустоты, соответствующие по своему размеру крупным микропорам;

3) поры, образующиеся вследствие диспергирования (разбрызгивания) частиц при соударении с подложкой и формируемым покрытием; они имеют сложную форму;

4) микро- и мезопоры, возникающие вследствие дендритной кристаллизации расплавленных частиц порошкового материала;

5) трещины, микротрещины и субмикротрещины, которыми зачастую пронизаны частицы порошкового материала.

Поры вида 1 и 3, возникающие вследствие диспергирования и неплотной укладки расплавленных частиц в слой, в основном и определяют наиболее высокие уровни открытой пористости порошкового покрытия. Поэтому появление видов пор 1 и 3 крупных размеров, в основном, отражается на особенностях формирования макроструктуры модифицированного порошкового покрытия (см. рис. 1, 2).

Как показывают многочисленные исследования, на формирование пористой макроструктуры существенное влияние оказывает начальное состояние поверхности подложки после предварительной механической обработки [1]. Распределение средней пористости порошковых покрытий по слоям существенным образом зависит от наличия пористости вблизи подложки. Пористость вблизи подложки определяется состоянием поверхности основы, а именно наличием или отсутствием шероховатости на ней. Это обусловлено тем, что существует два качественно различных режима растекания расплава частицы при соударении с поверхностью основы в зависимости от отсутствия или наличия шероховатости на ней соответственно [1, 13]:

1. Более равномерное растекание расплава на гладкой подложке. При этом, как показывают экспериментальные исследования, при напылении на гладкую подложку вблизи нее практически достигается плотность сплошного материала [13, 14]. Далее, с удалением слоя от подложки пористость возрастает, достигая более стабильных значений (рис. 3, а).

2. Интенсивное диспергирование расплава частицы при соударении с шероховатой подложкой. Быстропротекающие процессы охлаждения и застывания частиц приводят к появлению пори-

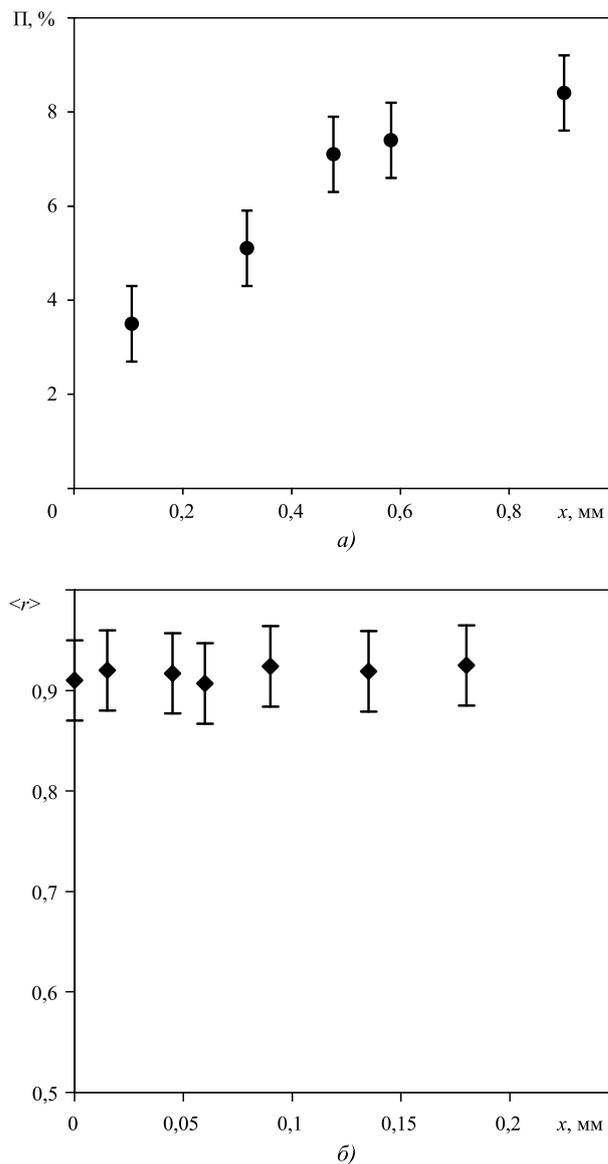


Рис. 3. Средняя пористость и плотность слоев порошкового покрытия в зависимости от расстояния до подложки: а — гладкая подложка; б — шероховатая подложка

стости начального слоя на подложке. При этом с удалением слоя от подложки средняя плотность $\langle r \rangle$ имеет более стабильные значения (рис. 3, б).

Для построения статистической модели формирования макроструктуры учитывается ее слоистое строение, поэтому введем следующие допущения:

— локальная пористость слоя покрытия является случайной функцией от координаты нахождения слоя (проводится нумерация слоев, начиная от подложки);

— изменение локальной пористости слоев покрытия описывается простой марковской цепью.

Обозначим случайную величину безразмерной пористости слоя покрытия $P_{0i} = 0, \Delta P_0, 2\Delta P_0, \dots$

Матрица переходных вероятностей простой марковской цепи

Строки	Столбцы								
	0	$\Delta\text{По}$	$2\Delta\text{По}$	$3\Delta\text{По}$	$4\Delta\text{По}$...	$1 - 2\Delta\text{По}$	$1 - \Delta\text{По}$	1
0	$1 - p$	p	0	0	0	...	0	0	0
$\Delta\text{По}$	p	$1 - 2p$	p	0	0	...	0	0	0
$2\Delta\text{По}$	0	p	$1 - 2p$	p	0	...	0	0	0
$3\Delta\text{По}$	0	0	p	$1 - 2p$	p	...	0	0	0
...
$1 - \Delta\text{По}$	0	0	0	0	0	...	p	$1 - 2p$	p
1	0	0	0	0	0	...	0	p	$1 - p$

$1 - 2\Delta\text{По}$, $1 - \Delta\text{По}$, 1. Пусть распределение пористости первого слоя (непосредственно на подложке) задается вектором-строкой с элементами $F_0(\Pi_i)$ с выполнением условия нормировки.

Тогда распределение пористости n -го слоя $F(\text{По}, n)$ задается произведением вектора-строки начального распределения на n -ю степень матрицы переходных вероятностей A марковской цепи [15, 16]:

$$F(\Pi, n) = F_0(\Pi)A^n,$$

где $n = 0, 1, 2, \dots$

Матрицу переходных вероятностей зададим табл. 2, где p — параметр модели, равный вероятности увеличения или уменьшения пористости.

Вычисления распределения и характеристик пористости слоев проведены с использованием MathCad. Параметры приведенного выше уравнения: матрицы переходных вероятностей A выбраны с размерами до 101×101 (с учетом интервала пористости в %); расчет степеней матрицы

выполнен до $n = 3000$ (соответствует возможному максимальному числу слоев).

Расчеты характеристик пористости покрытия проведены для гладкой подложки (режим 1). В этом случае начальное распределение можно задать вектором $F_0(\Pi) = (1, 0, 0, 0, \dots, 0)$ — пористость первого слоя отсутствует.

На рис. 4 приведены графики математического ожидания случайной величины пористости $\langle \Pi(n) \rangle$, которое представляет собой среднюю пористость n -го фиксированного слоя покрытия. Как видно из графиков, наблюдается качественное согласие изменения средней пористости с данными пористости слоев покрытия на гладкой подложке (см. рис. 3, а). Пористость слоев покрытия с удалением от гладкой подложки и увеличением вероятности p возрастает в очень широких интервалах: от 0 до ~1 % (при $p = 0,001$), от 0 до ~11 % (при $p = 0,1$). Это по уровню величины пористости согласуется с многочисленными данными, полученными различными экспериментальными методами [1, 3, 8, 10].

Таким образом, предлагаемая статистическая модель формирования слоистой макроструктуры покрытия является перспективной для оценки уровня пористости покрытий.

Выводы

1. Исследована макроструктура износостойких покрытий из порошковых проволок с модифицирующими добавками корунда Al_2O_3 , вольфрама, тантала и редкоземельного концентрата Томторского месторождения. Характерной особенностью макроструктуры порошковых покрытий является ее слоистое строение. Слои состоят из оксидных пленок и мелких пор на границах частично расплавленных и деформированных частиц порошкового материала. Наиболее крупные

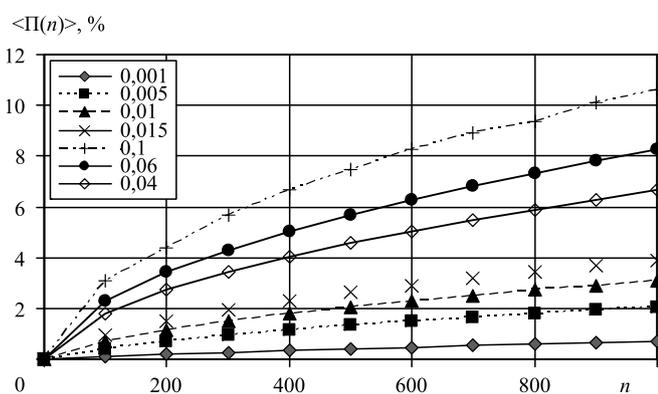


Рис. 4. Средняя пористость слоев покрытия на гладкой подложке в зависимости от значений вероятности p

поры случайной формы образуются на границах нескольких частиц, вследствие их диспергирования и неплотной укладки; они определяют уровень открытой пористости покрытий.

2. Гидростатическим взвешиванием установлены уровни открытой пористости модифицированных порошковых покрытий. Уровень открытой пористости покрытий существенно зависит от изменений технологических режимов его получения и содержания модификаторов. Наименьшее значение 1,64 % открытой пористости наблюдается у покрытия с добавками корунда Al_2O_3 . Для покрытий с вольфрамом уровень открытой пористости составляет от 4,87 до 8,67 %; открытая пористость покрытий с танталом — от 5,94 до 7,85 %. Для покрытий с редкоземельными модификаторами открытая пористость составляет 7,36 и 9,56 % при содержании концентрата 8,25 и 1,8 % мас. соответственно.

3. Разработана статистическая модель для описания формирования слоистой макроструктуры порошковых покрытий. Пористость макроструктуры покрытий, вследствие их конечной толщины, описывается простой марковской цепью пористости слоев. Построена матрица переходных вероятностей для однородной цепи Маркова, по которой проведены расчеты пористости макроструктуры покрытия на гладкой подложке. Пористость слоев покрытия с удалением от гладкой подложки и увеличением вероятности перехода может возрастать в широком интервале от ~1 до ~11 %, что по уровню качественно согласуется с литературными данными экспериментальных исследований.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кудинов В.В., Пекшев П.Ю., Белашенко В.Е. и др.** Нанесение покрытий плазмой. М.: Наука, 1990. 408 с.
2. **Бороненков В.Н., Коробов Ю.С.** Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2012. 268 с.
3. **Методы** исследования материалов. Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. М.: Мир, 2004. 384 с.
4. **Кипарисов С.С., Либенсон Г.А.** Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1991. 432 с.
5. **Архипов В.Е.** Газодинамическое напыление. Структура и свойства покрытий. М.: Красанд, 2017. 239 с.
6. **Усольцев А.А., Кибко Н.В., Козырев Н.А. и др.** Исследование качества металла, наплавленного порошковыми проволоками системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2018. № 1 (23). С. 4—9.
7. **Капралов Е.В., Райков С.В., Будовских Е.А. и др.** Структурно-фазовые состояния и свойства покрытий, наплавленных на поверхность стали порошковыми проволоками // Известия РАН. Серия Физическая. 2014. Т. 78. № 10. С. 1266—1272.
8. **Исакаев Э.Х., Мордынский В.Б., Подымова Н.Б. и др.** Определение пористости газотермических покрытий // Физика и химия обработки материалов. 2010. № 5. С. 71—77.
9. **ГОСТ 9.304—87.** Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля. М.: Изд-во стандартов, 1988. 10 с.
10. **Рогожкин В.М., Акимова Л.В., Смирнов Ю.В.** Определение пористости напыленных покрытий методом гидростатического взвешивания // Порошковая металлургия. 1980. № 9 (213). С. 42—46.
11. **Газотермическое** напыление: учеб. пособие / под общей ред. Л.Х. Балдаева. М.: Маркет ДС, 2007. 344 с.
12. **Порошковая** проволока для получения покрытий: патент 2048273 Рос. Федерация. № 93019989/02; заявл. 14.04.1993; опубл. 20.11.1995, Бюл. № 32. 3 с.
13. **Vinokurov G., Popov O.** Statistical approaches to describe the macrostructure formation and wear of powder coatings and materials obtained by high-energy methods. Moscow: Academia Publishers, 2013. 160 p.
14. **Костиков В.И., Шестерин Ю.А.** Плазменные покрытия. М.: Металлургия, 1978. 160 с.
15. **Тихонов В.И., Миронов М.А.** Марковские процессы. М.: Советское радио, 1977. 489 с.
16. **Рытов С.В.** Введение в статистическую радиофизику. М.: Наука, 1966. 404 с.



А.В. Щедрин, В.Ф. Алешин, И.Ю. Игнаткин
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),
Н.Ю. Чихачёва
(МОО "Академия проблем качества", МБОУ СОШ № 1, г. Покров)
E-mail: ignatkinivan@gmail.com

Исследование влияния угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики силовой динамики метода комбинированного дорнования отверстий

Исследовано влияние угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики силовой динамики метода комбинированного деформирующе-режущего дорнования отверстий в заготовках различной высоты и наружного диаметра из стали 12ХН3А.

Ключевые слова: комбинированное дорнование, силы дорнования.

The effect of the deforming element acting surfaces angle on the characteristics of the force dynamics of the combined deforming cutting mandrelling method of holes in the workpieces of various height and outer diameter from steel 12KhN3A is studied.

Keywords: combined mandrelling, mandrelling forces.

Как свидетельствует системный анализ технологий комбинированного деформирующе-режущего дорнования отверстий — характеристики силовой динамики являются важными структурными элементами соответствующего метода обработки [1–5].

В настоящее время методы комбинированного дорнования отверстий системно совершенствуются за счет применения винтовых деформирующих элементов с различным (ненулевым) углом наклона воздействующих поверхностей [6, 7]. Однако в научно-технической литературе отсутствует аналитическая информация о влиянии угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики силовой динамики метода комбинированного дорнования отверстий в заготовках различной высоты и наружного диаметра.

В этих целях были проведены дополнительные экспериментальные исследования.

В качестве обрабатываемого инструмента применяли деформирующие дорны-прошивки (рис. 1, а, б) соответственно с углом наклона воздействующих поверхностей 16 и 0°. Диаметр деформирующих элементов дорнов-прошивок по калибрующей ленточке $D_d = 22$ мм, ширина калибрующей ленточки 10 мм [6, 7].

Внешний вид деформирующих элементов дорнов-прошивок различных типов представлен на рис. 2, а. Для осуществления последующего режущего воздействия применяли двузубую дорн-прошивку (рис. 1, в) переменной схемы резания

(рис. 2, б): диаметр первого зуба по калибрующей ленточке $D_{p1} = 22,05$ мм; диаметр второго зуба по калибрующей ленточке $D_{p2} = 22,01$ мм; главный передний угол +15°; главный задний угол 3°; ширина калибрующей ленточки 0,2 мм. Материал

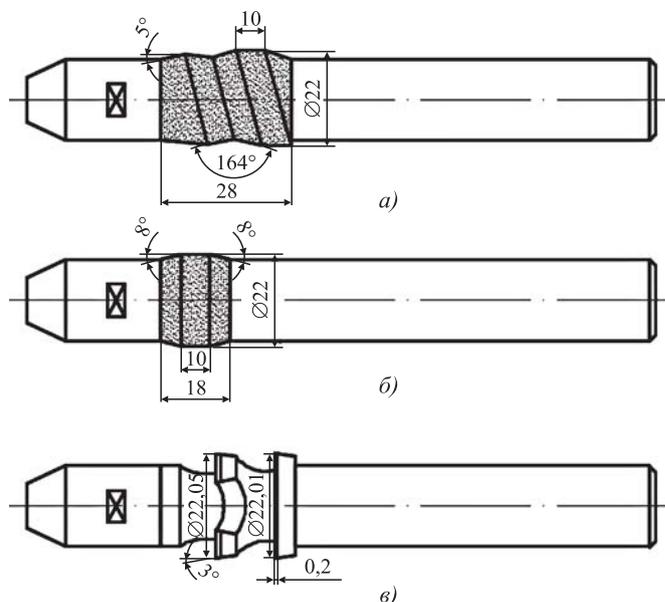


Рис. 1. Конструкции экспериментальных инструментов: а, б — деформирующая дорн-прошивка с углом наклона воздействующих поверхностей $\Theta = 16$ и 0° соответственно; в — режущая дорн-прошивка с двузубой секцией переменной схемы резания

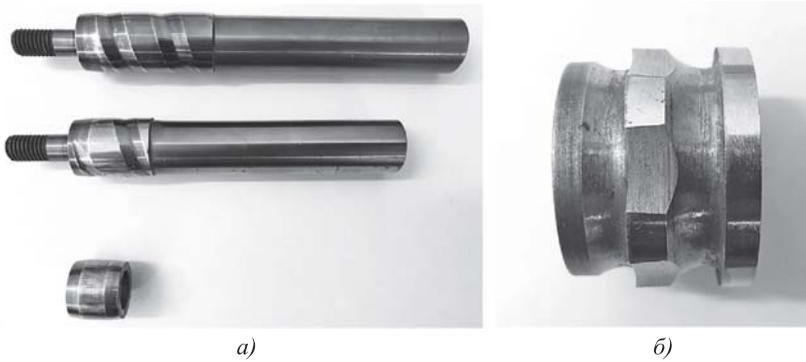


Рис. 2. Деформирующие элементы дорнов-прошивок (а), двузубая секция переменной схемы резания (б)

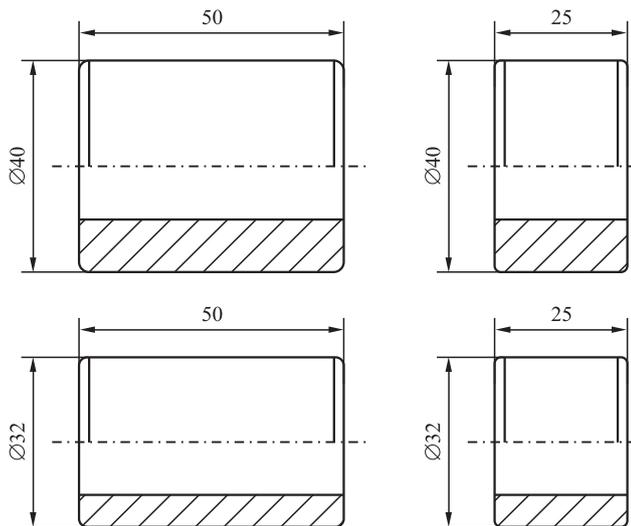


Рис. 3. Параметры экспериментальных образцов-заготовок из стали 12ХН3А

экспериментальных инструментов — быстрорежущая сталь Р6М5.

В качестве экспериментальных образцов-заготовок в отличие от работы [7] применяли полые цилиндры из стали 12ХН3А (185...210 НВ) наружным диаметром $D_{3,н} = 40$ и 32 мм, высотой $L_3 = 50$ и 25 мм (рис. 3).

Предварительная (перед деформирующим дорнованием) обработка отверстий образцов-заготовок — зенкерование с параметром шероховатости поверхности $Ra_3 = 5,4...6,0$ мкм. Абсолютную деформацию отверстий образцов-заготовок при деформирующем дорновании i варьировали на двух уровнях 0,25 и 1 мм. Технологическая смазка — сульфозреол. Скорость предварительного деформирующего и последующего режущего дорнования 4 м/мин. Число повторных опытов в каждой экспериментальной точке факторного пространства — 4.

На рис. 4—7 представлены характерные осциллограммы суммарной силы предварительного

(опережающего) [8] деформирующего дорнования отверстий образцов-заготовок инструментами. Их анализ показывает, что деформирующие элементы с углом наклона воздействующих поверхностей 16° обладают более плавным взаимодействием с обрабатываемыми заготовками, на что указывает плавный рост суммарной силы дорнования F_d из-за соответствующего увеличения площади контакта с исходным отверстием. При дорновании деформирующими элементами с углом наклона воздействующих поверхностей 0° (традиционной конструкции) [2, 5, 6] из-за быстрого увеличения площади контакта с заготовкой наблюдается более резкое изменение суммарной силы дорнования по длине рабочего хода инструмента (горизонтальная протяженность осциллограмм). Другой вывод — чем больше высота L_3 и наружный диаметр $D_{3,н}$ заготовки, а также чем больше угол наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента Θ , тем больше суммарная сила дорнования F_d . Первая закономерность связана с ростом осевой (L_3/D_d) и радиальной ($D_{3,н}/D_d$) жесткости образцов-заготовок.

осциллограммы суммарной силы дорнования F_d , кН

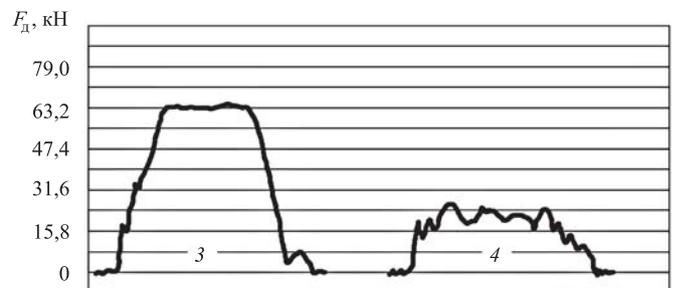
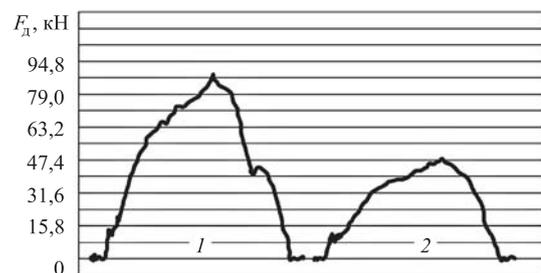


Рис. 4. Характерные осциллограммы суммарной силы предварительного (опережающего) деформирующего дорнования отверстий образцов-заготовок из стали 12ХН3А: 1 — $i = 1$ мм, $\Theta = 16^\circ$, $D_{3,н} = 40$ мм, $L_3 = 50$ мм; 2 — $i = 0,25$ мм, $\Theta = 16^\circ$, $D_{3,н} = 40$ мм, $L_3 = 50$ мм; 3 — $i = 1$ мм, $\Theta = 0^\circ$, $D_{3,н} = 40$ мм, $L_3 = 50$ мм; 4 — $i = 0,25$ мм, $\Theta = 0^\circ$, $D_{3,н} = 40$ мм, $L_3 = 50$ мм

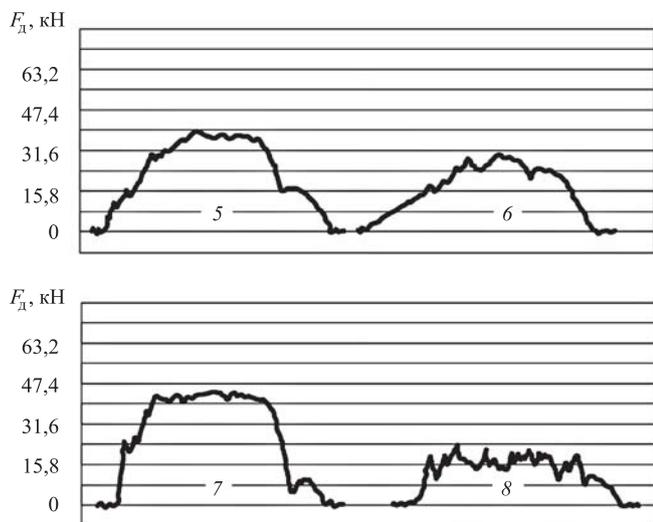


Рис. 5. Характерные осциллограммы суммарной силы предварительного (опережающего) деформирующего дорнования отверстий образцов-заготовок из стали 12ХН3А: 5 — $i = 1$ мм, $\Theta = 16^\circ$, $D_{3.н} = 32$ мм, $L_3 = 50$ мм; 6 — $i = 0,25$ мм, $\Theta = 16^\circ$, $D_{3.н} = 32$ мм, $L_3 = 50$ мм; 7 — $i = 1$ мм, $\Theta = 0^\circ$, $D_{3.н} = 32$ мм, $L_3 = 50$ мм; 8 — $i = 0,25$ мм, $\Theta = 0^\circ$, $D_{3.н} = 32$ мм, $L_3 = 50$ мм

Вторая закономерность связана с большей площадью контакта с обрабатываемым отверстием у деформирующего элемента винтовой геометрии ($\Theta = 16^\circ$) по сравнению с деформирующим элементом, у которого $\Theta = 0^\circ$ (см. рис. 1, а, б).

После обработки осциллограмм суммарной силы деформирующего дорнования получена следующая эмпирическая зависимость, кН:

$$F_d = 37,44 - 120,3i + 1,687\Theta - 0,855D_{3.н} - 0,343L_3 + 4,26iD_{3.н} - 0,046\Theta D_{3.н} - 0,092\Theta L_3 + 0,016D_{3.н}L_3 + 0,003\Theta D_{3.н}L_3. \quad (1)$$

При этом $i = 0,25 \dots 1,00$ мм, $\Theta = 0 \dots 16^\circ$, $D_{3.н} = 32 \dots 40$ мм, $L_3 = 25 \dots 50$ мм.

В целях применимости зависимости (1) для других размеров обрабатываемого отверстия используем удельную (погонную) силу деформирующего дорнования, Н/мм [2]:

$$q_d = \frac{F_d}{\pi D_{л}}. \quad (2)$$

В этом случае осевая и радиальная жесткости обрабатываемой заготовки будут соответственно находиться в диапазоне:

$$\begin{cases} \frac{L_3}{D_{л}} = \frac{25}{22} \dots \frac{50}{22} = 1,13 \dots 2,27; \\ \frac{D_{3.н}}{D_{л}} = \frac{32}{22} \dots \frac{40}{22} = 1,45 \dots 1,81. \end{cases} \quad (3)$$

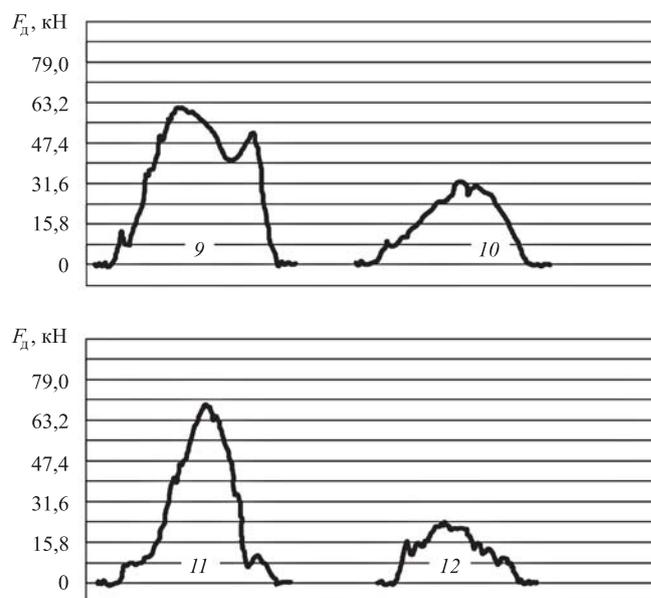


Рис. 6. Характерные осциллограммы суммарной силы предварительного (опережающего) деформирующего дорнования отверстий образцов-заготовок из стали 12ХН3А: 9 — $i = 1$ мм, $\Theta = 16^\circ$, $D_{3.н} = 40$ мм, $L_3 = 25$ мм; 10 — $i = 0,25$ мм, $\Theta = 16^\circ$, $D_{3.н} = 40$ мм, $L_3 = 25$ мм; 11 — $i = 1$ мм, $\Theta = 0^\circ$, $D_{3.н} = 40$ мм, $L_3 = 25$ мм; 12 — $i = 0,25$ мм, $\Theta = 0^\circ$, $D_{3.н} = 40$ мм, $L_3 = 25$ мм

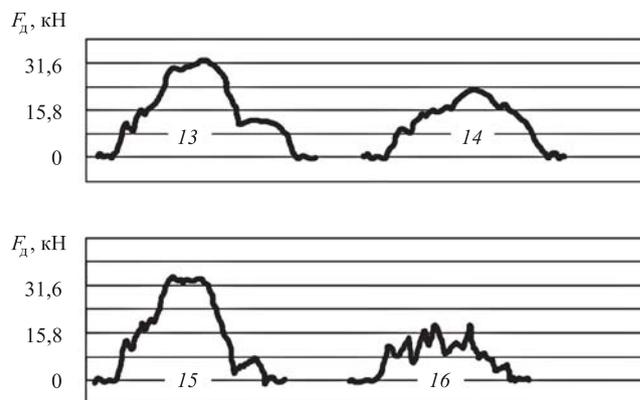


Рис. 7. Характерные осциллограммы суммарной силы предварительного (опережающего) деформирующего дорнования отверстий образцов-заготовок из стали 12ХН3А: 13 — $i = 1$ мм, $\Theta = 16^\circ$, $D_{3.н} = 32$ мм, $L_3 = 25$ мм; 14 — $i = 0,25$ мм, $\Theta = 16^\circ$, $D_{3.н} = 32$ мм, $L_3 = 25$ мм; 15 — $i = 1$ мм, $\Theta = 0^\circ$, $D_{3.н} = 32$ мм, $L_3 = 25$ мм; 16 — $i = 0,25$ мм, $\Theta = 0^\circ$, $D_{3.н} = 40$ мм, $L_3 = 25$ мм

Далее отверстия образцов-заготовок подвергали режущему воздействию дорна-прошивки (см. рис. 1, в).

На рис. 8—11 представлены характерные осциллограммы суммарной силы режущего дорнования F_p по предварительно деформированному слою. Их анализ также свидетельствует о влиянии угла наклона воздействующих поверхностей деформи-

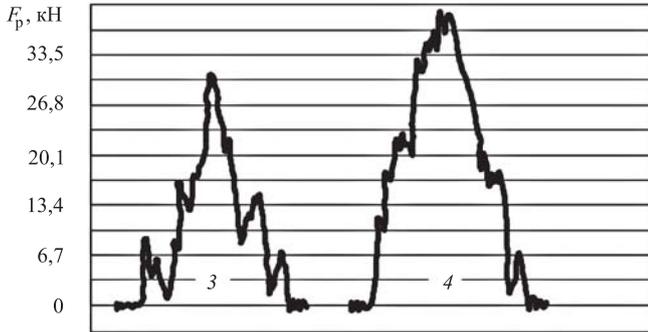
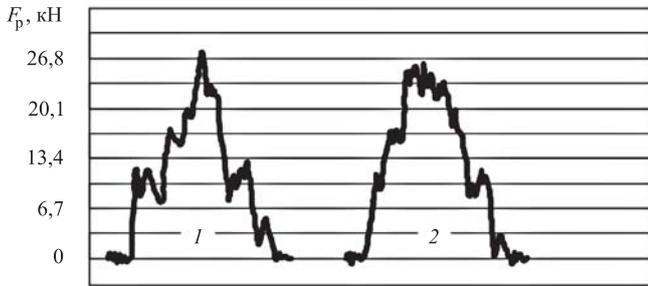


Рис. 8. Характерные осциллограммы суммарной силы режущего дорнования отверстий образцов-заготовок из стали 12ХН3А (обозначения см. рис. 4)

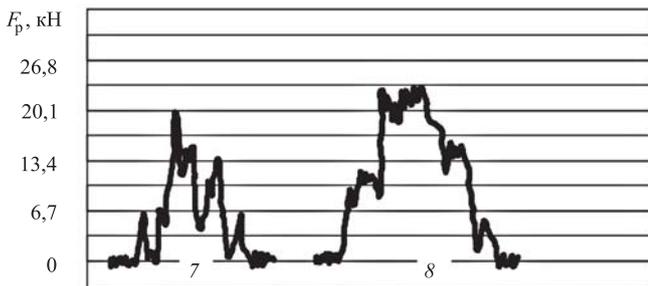
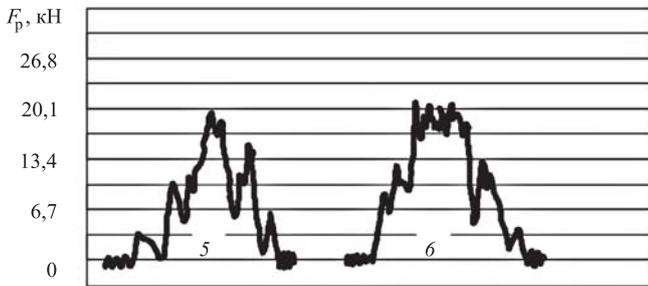


Рис. 9. Характерные осциллограммы суммарной силы режущего дорнования отверстий образцов-заготовок из стали 12ХН3А (обозначения см. рис. 5)

рующего элемента Θ , предварительной (опережающей) деформации отверстия i , наружного диаметра $D_{з.н}$ и высоты $L_з$ заготовки. При этом на осциллограммах силы F_p несколько характерных участков: врезание и работа первого зуба режущего дорна-прошивки (см. рис. 1, ϑ); врезание второго

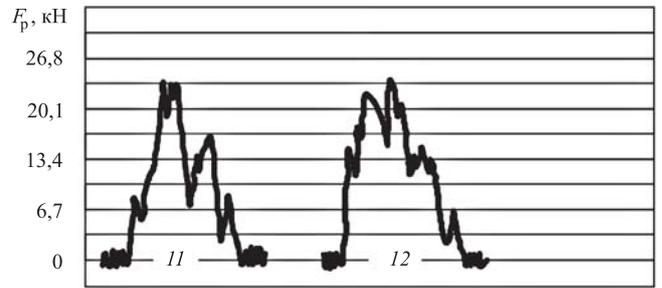
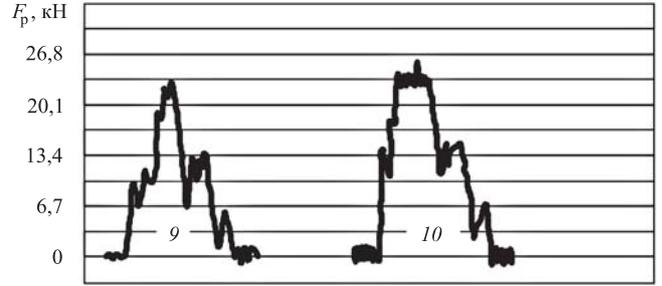


Рис. 10. Характерные осциллограммы суммарной силы режущего дорнования отверстий образцов-заготовок из стали 12ХН3А (обозначения см. рис. 6)

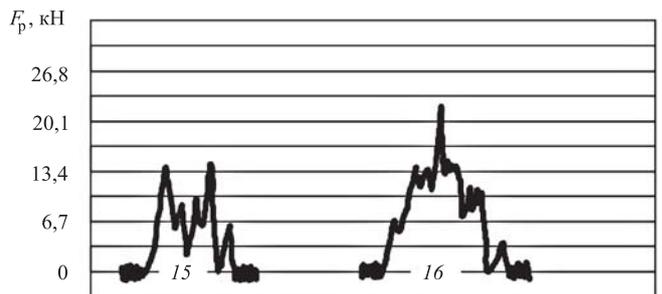
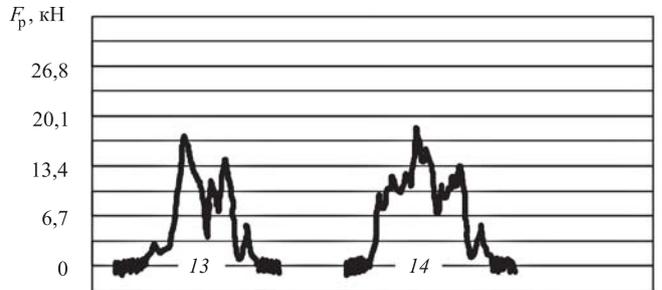


Рис. 11. Характерные осциллограммы суммарной силы режущего дорнования отверстий образцов-заготовок из стали 12ХН3А (обозначения см. рис. 7)

зуба и его совместная работа с первым зубом; выход из отверстий образцов-заготовок первого зуба; выход из отверстий образцов заготовок второго зуба. Значительная пульсация суммарной силы режущего дорнования связана с колебанием фактической толщины срезаемого слоя из-за отклоне-

ний отверстия образцов-заготовок от цилиндричности после предварительного (опережающего) деформирующего дорнования инструментами (см. рис. 1, а, б) [2–5, 7].

При обработке осциллограмм суммарной силы последующего режущего дорнования получаем ее экспериментальные зависимости, кН:

— для $L_3 = 50$ мм, $\Theta = 0$ или 16°

$$F_p = -31,68 - 9,76i + 1,48\Theta + 1,77D_{3,н} + 0,5i\Theta - 0,055\Theta D_{3,н}; \quad (4)$$

— для $L_3 = 25$ мм, $\Theta = 0...16^\circ$

$$F_p = -8,73 - 2,95i + 0,805D_{3,н}. \quad (5)$$

При этом $D_{3,н} = 32...40$ мм, $i = 0,25...1,00$ мм.

Их этих зависимостей следует, что сила F_p не зависит от угла Θ при обработке коротких заготовок, высота L_3 которых меньше длины деформирующего элемента (см. рис. 1, а).

В целях применимости зависимостей (4) и (5) для других размеров обрабатываемого отверстия аналогично зависимостям (1) и (2) используем удельную (погонную) силу режущего дорнования, Н/мм [2]:

$$q_p = \frac{F_p}{\pi D_{p1}}. \quad (6)$$

Дополнительно, используя зависимости для стали 12ХНЗА типа (7) для фактической толщины срезаемого слоя A_p (мм) [2], можно оценить давление резания p_p , МПа [6]:

$$\begin{cases} A_p (\Theta = 0^\circ) = 0,0585 - 0,0175i; \\ A_p (\Theta = 16^\circ) = 0,0475 - 0,0225i, \end{cases} \quad (7)$$

$i = 0,2...1,00$ мм;

$$p_p = \frac{q_p}{A_p}. \quad (8)$$

Полученные результаты позволяют расширить информационную базу алгоритмических процедур "искусственного технологического интеллекта" и инновационного направления "трибология на основе самоорганизации" [1, 9–11] для системного синтеза конкурентоспособных методов дорнования отверстий [12–16].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю. Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20–26.

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

3. Влияние предварительного деформирования на параметры режущего прошивания отверстия / А.В. Щедрин, А.О. Поляков, Е.С. Сергеев, М.А. Зинин // Вестник машиностроения. 2015. № 5. С. 51–54.

4. Щедрин А.В., Ульянов В.В. Исследование закономерностей режущего прошивания отверстий по предварительно деформированному слою // Технология машиностроения. 2010. № 8. С. 21–24.

5. Щедрин А.В., Агапов В.А., Морозова Н.В. Прошивание прецизионных отверстий в неравножестких заготовках // СТИН. 1996. № 10. С. 28–30.

6. Щедрин А.В., Таненгольц А.Б. Оптимизация макрогеометрии деформирующего элемента для комбинированного прошивания отверстий // Техника машиностроения. 2001. № 1 (29). С. 94–99.

7. 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.

8. Ярославцев В.М. Резание с опережающим пластическим деформированием. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. 46 с.

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

10. Ярославцев В.М. Разработка методологии поиска новых методов обработки и ее практическая реализация // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия "Машиностроение". 2007. № 2. С. 56–70.

11. Новое научное открытие в трибологии на основе самоорганизации / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2019. № 6. С. 18–25.

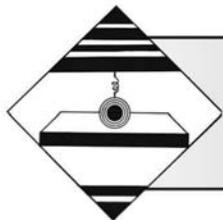
12. Воронцов А.Л. Промышленное опробование результатов исследования совместного процесса редуцирования-дорнования // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2017. № 9. С. 3–10.

13. Влияние состава металлоплакирующей смазки на характеристики комбинированного прошивания отверстий в заготовках из латуни марки ЛС 59-1 / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2017. № 1. С. 27–34.

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

15. 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.

16. Повышение эффективности комбинированного дорнования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности отверстия обрабатываемой заготовки / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Том. 13. № 7. С. 314–317.



¹Л.Б. Леонтьев, ²А.Л. Леонтьев, ¹Н.П. Шапкин, ³В.Н. Макаров, ¹П.А. Никифоров
(¹Дальневосточный федеральный университет, г. Владивосток,
²Администрация Приморского края, г. Владивосток,
³АО "Центр судоремонта "Дальзавод", г. Владивосток)
E-mail: leontyev.l.b@yandex.ru

Особенности трибомодифицирования поверхностного слоя стали и формирования износостойкого металлокерамического покрытия на поверхности трения

Исследованы особенности процесса трибомодифицирования поверхностей трения стали 40Х модифицированным вермикулитом. Уточнен механизм формирования металлокерамического покрытия, определены химический состав и механические свойства покрытия. Установлено, что на поверхности трения формируется металлокерамический слой толщиной 6,0...7,5 мкм, который содержит большое количество углерода, кремния, кислорода и минимальное — железа (всего 8...9 %). Глубина легирования поверхностного слоя элементами, входящими в состав модифицированного вермикулита, достигает 0,25 мм.

Ключевые слова: вермикулит, трибомодифицирование, формирование, металлокерамическое покрытие, микротвердость, модуль упругости.

The features of the tribomodification process of friction surfaces of steel 40Kh with modified vermiculite are studied. The mechanism for forming of ceramic-metal coating is refined, the chemical composition and mechanical properties of the coating are determined. It is found that ceramic-metal layer 6.0...7.5 μm thickness is formed on the friction surface, which contains large amount of carbon, silicon, oxygen and minimum amount of iron (only 8...9 %). The alloying depth of the surface layer with elements that make up the modified vermiculite reaches 0.25 mm.

Keywords: vermiculite, tribomodification, formation, ceramic-metal coating, microhardness, elastic modulus.

Введение

Повышение надежности трибосопряжений машин, механизмов и оборудования зависит в первую очередь от решения трибологической проблемы, включающей вопросы трения, изнашивания, смазки, механических и физико-химических свойств поверхностных слоев сопряженных деталей. Высокие нагрузки, скорости, большой диапазон изменения температуры в процессе эксплуатации современных машин и особенно судовых дизельных установок определяют необходимость применения перспективных технологий упрочнения поверхностей трения для повышения их трибологических характеристик и надежности. Одним из наиболее эффективных методов повышения надежности трибоузлов является форми-

рование металлокерамических покрытий на поверхностях деталей путем использования процесса трения и слоистых алюмосиликатов, вводимых в смазку, благодаря чему повышается износостойкость и задиростойкость трибоузла, уменьшается коэффициент трения [1—7].

Многочисленные исследования природных и искусственных слоистых силикатов, используемых в качестве присадок в смазку, привели к разработке большого количества составов (в настоящее время разработано и используется свыше 200 различных препаратов, основную часть которых составляют минералы, их композиции, а также композиции минералов с органическими добавками) [1].

Для обоснованного их применения и разработки новых материалов необходимо иметь представление о процессах, происходящих при трибомо-

дифицировании поверхностей трения, что позволяет значительно сократить объем исследований как при создании триботехнического материала, так и технологии формирования износостойкого тонкопленочного покрытия.

Процесс формирования металлокерамического покрытия на поверхности стали при использовании слоистых гидросиликатов исследовали многие авторы: А.В. Дунаев [1], В.В. Зуев [2], Д.М. Телух, В.В. Кузьмин и В.Н. Усачев [6], С.Ю. Лазарев, С.Б. Токманев и В.Б. Хмелевская [3], Л.И. Погодаев [7]. При этом ими выдвигались различные гипотезы, которые носят частный характер. Как показал анализ работ, описывающих механизмы трибомодифицирования поверхностного слоя, а также формирования защитного покрытия, несмотря на очевидный прогресс многие теоретические и прикладные вопросы трибомодифицирования органическими материалами остаются нерешенными. В частности, не совсем ясен механизм формирования тонкопленочного покрытия при трибомодифицировании поверхности трения стали с использованием слоистых силикатов, не описаны фазовый состав покрытий и образующиеся структуры, не определены механические характеристики и размеры слоев, отсутствуют аналитические зависимости для оценки триботехнических свойств и долговечности пар и узлов трения, практически отсутствуют справочные данные по выбору триботехнических материалов и оптимизации их состава для конкретных условий эксплуатации и др. [1–8].

При трении в зоне контакта поверхностей происходят как механические, так и физико-химические процессы. Известно, что в зоне контакта трибосопряжений происходит выделение тепла; существуют поля не только механических напряжений и деформаций, но и тепловые, электрические и другие, а также изменяется структура сплавов и даже синтезируются новые вещества [9, 11].

Цель работы — уточнение процессов, происходящих при трибомодифицировании поверхностей трения природными слоистыми алюмосиликатами и при формировании металлокерамического покрытия.

Для решения этой задачи были проведены комплексные исследования на этапах формирования покрытия и триботехнических испытаний.

Материалы и методики исследования

Наиболее перспективно для трибомодифицирования поверхностей трения использовать наноструктурированные порошки, так как наноматериалы отличаются высокой диффузионной подвижностью атомов, до 5–6 порядков превосходящей таковую в обычных поликристаллах [11, 12]. Поэтому для формирования тонкопленочного износостойкого покрытия использовали вермикулит, модифицированный соляной кислотой для получения наноструктурированных частиц и уменьшения абразивных свойств. Состав вермикулита после его модифицирования соляной кислотой существенно изменяется (табл. 1). Размеры его частиц после химической обработки 15...50 нм.

Химический состав элементов в смазке определяли методом мокрого озоления концентрированной серной кислотой в присутствии иодата калия (KIO_3) с последующим фильтрованием в мерную колбу емкостью 0,5 л и определением элементов с помощью высокоскоростного атомно-эмиссионного спектрометра с индуктивно-связанной плазмой Shimadzu ICPE-9000.

Микроструктуры и химический состав модифицированного слоя определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа с энергодисперсионным детектором для элементного анализа поверхности материалов S-3400N фирмы Hitachi.

Микроструктуру модифицированного слоя стали исследовали с помощью микроскопа Leica DM4000 В фирмы Leica Microsystems Wetzlar GmbH (Германия); химический состав тонкопленочного покрытия — на сверхвысоковакуумном фотоэлектронном спектрометре Omicron (Германия) с полусферическим электростатическим анализатором.

Механические характеристики тонкопленочного покрытия определяли методом наноинден-

Таблица 1

Химический состав исследуемых материалов

Триботехнический материал	Содержание химических соединений, %							
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	MgO	K ₂ O	CaO	TiO ₂	Другие
Вермикулит исходный	42,72	11,81	8,74	24,52	0,14	5,75	0,85	5,47
Вермикулит, обработанный раствором 6...12%-ной соляной кислоты	89,63	5,18	0,34	1,06	0,36	1,01	0,17	2,25

тирования на ультрамикротестере для динамических испытаний твердости материалов DUN-211S фирмы Shimadzu (Япония) на уровнях нагрузки 19,61 и 196,1 мН.

Триботехнические испытания проводили по схеме "ролик—колодка" в условиях граничного трения при постоянной скорости скольжения 0,63 м/с. Долговечность судовых дизелей ограничена ресурсом трибоузла "вкладыш подшипника—шейка коленчатого вала", поэтому в качестве неподвижного образца использовали колодки, вырезанные из вкладышей типа Rillenlager (Miba 33), используемые на современных судовых среднеоборотных дизелях. Ролик изготавливали из стали 40X твердостью 230 НВ. Смазку пары трения осуществляли капельным способом (5—6 капель в минуту) и дизельным маслом марки М-14ДЦЛ-30 (ГОСТ 12337—84).

Результаты экспериментов и их обсуждение

Формирование покрытия выполняли за две технологические операции.

Первая операция — модифицирование поверхностей трения фрикционным методом. Модифицирующий состав, состоящий из модифицирующего материала и масла, наносили на упрочняемую поверхность. В процессе упрочнения данную смесь подают в зону трения каждые 15...20 с капельным способом. Содержание триботехнического состава в смазке составляло 40 % мас. При модифицировании конструкционных сталей (например, сталь 45, 40X и др.) предпочтителен режим ступенчатого увеличения удельной нагрузки на индентор на упрочняемую поверхность: шаг 10 МПа, минимальное значение 10 МПа, максимальное — 40 МПа, время воздействия при каждой нагрузке 1 мин. В качестве индентора использовали ролик из закаленной стали 45 твердостью 50...53 HRC.

Вторая операция — формирование износостойкого металллокерамического покрытия (смазку подают в зону трения без модификатора). Время выполнения данной технологической операции составляло 1 ч.

Нагрузку при трибоиспытаниях изменяли в соответствии с режимами, приведенными в табл. 2. Время трибоиспытаний 3 ч.

Для того чтобы уточнить механизмы процессов на первой и второй стадиях, был выполнен химический анализ содержания ионов металлов в маслах (отбор проводили после прохождения смазки через зону трения). В качестве основного индикатора выбрали хром, так он входит в состав только

Таблица 2

Режимы испытаний

Параметр	Значение			
	40	100	200	400
Нагрузка, Н	40	100	200	400
Время формирования покрытия, мин	—	5	10	45
Время трибоиспытаний, мин	30	30	60	60

Таблица 3

Содержание ионов металлов в смазке на стадиях формирования покрытия и в процессе трибоиспытаний

Вид испытания	Время испытаний, мин	Содержание ионов металлов, мкг/л			
		Al	Cr	Fe	Mg
Формирование покрытия (пара трения "сталь—сталь")	15	181,0	7,7	412,0	319,0
		169,2	9,9	449,0	303,0
		142,0	9,1	446,0	250,0
		109,0	6,9	322,0	225,0
Трибоиспытания (пара трения "сталь—вкладыш")	60	103,0	1,1	184,0	213,0
		118,0	1,1	217,0	209,0
		104,5	1,2	282,0	201,0

основного металла образца, в качестве вспомогательного — железо, которое входит в состав индентора и материала модификатора (табл. 3).

Анализ содержания ионов хрома и железа в смазке на этапе формирования покрытия показал, что изнашивание происходит на протяжении всего процесса формирования покрытия, причем количество элементов в смазке максимальное в течение первых 45 мин, затем оно существенно снижается.

После формирования покрытия в процессе трибоиспытаний содержание ионов хрома в смазке резко сокращается (примерно на порядок), что объясняется наличием покрытия и отсутствием износа стальной основы.

Содержание ионов железа в смазке на этапах формирования покрытия и в процессе трибоиспытаний изменяется в меньшей степени, так как они являются основным элементом образца и индентора, содержатся в материале модификатора и входят в состав покрытия. После формирования покрытия в процессе трибоиспытаний содержание ионов железа в смазке уменьшается примерно в 2 раза, однако по мере износа покрытия их количество плавно возрастает вследствие увеличения доли железа в покрытии. При использовании немодифицированного вермикулита содержание ионов железа на этапах формирования покрытия и в процессе трибоиспытаний несколько больше вследствие более высоких

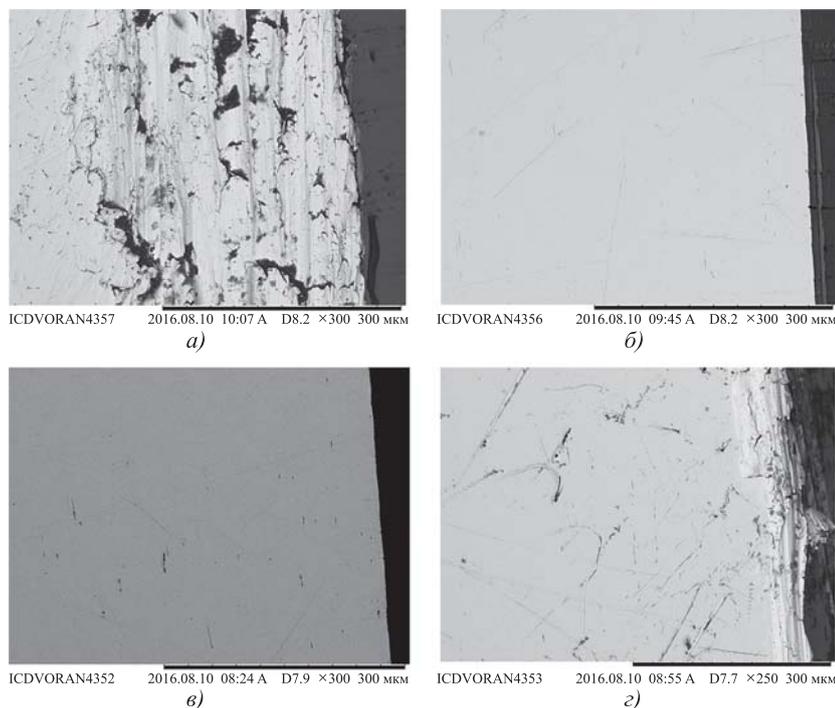


Рис. 1. Микроструктуры поверхностного слоя стали 40X после трибомодифицирования модифицированным вермикулитом, полученные с помощью электронного микроскопа:

а — после нанесения триботехнического материала в течение 3 мин; *б* — после формирования покрытия в течение 1 ч; *в* — после триботехнических испытаний в течение 1 ч; *г* — после триботехнических испытаний в течение 3 ч

абразивных свойств по сравнению с вермикулитом, обработанным кислотой.

Исследование микроструктуры поверхностного слоя стали с помощью электронного микроскопа после его модифицирования позволило установить, что в результате ротационной дефор-

мации произошло перемешивание модифицирующего материала со сталью на глубине до 250...300 мкм (рис. 1, *а*). Граница раздела "модифицированный слой—основной металл" нелинейна. Для подтверждения перемешивания основного и модифицирующего материалов определяли химический состав на глубине от 0 до 0,3 мм. Поверхностный слой глубиной 0,3 мм характеризуется значительной химической неоднородностью (табл. 4), причем максимальное содержание углерода (до 30 %) и кремния (до 1,35 %) на глубине свыше 0,05 мм, а марганца, магния и алюминия на глубине около 0,05 мм. Темные участки (см. рис. 1, *а*) представляют собой включения модификатора овальной формы с высоким содержанием силикатов и углерода, максимальный размер которых достигает 20×33 мкм, и вытянутой формы максимальным размером 16×44 мкм, а также могут содержать микропустоты, не полностью заполненные модификатором.

Оптическая микроскопия травленных поперечных шлифов позволила установить, что в результате нанесения трибоматериала поверхность становится ровной вследствие заполнения впадин и формирования покрытия, которое характеризуется неравномерной толщиной 6...8 мкм (средняя толщина составляет 7,2 мкм) — это нетравящийся (темный) слой (рис. 2, *а*), состоящий из оксидов элементов, вхо-

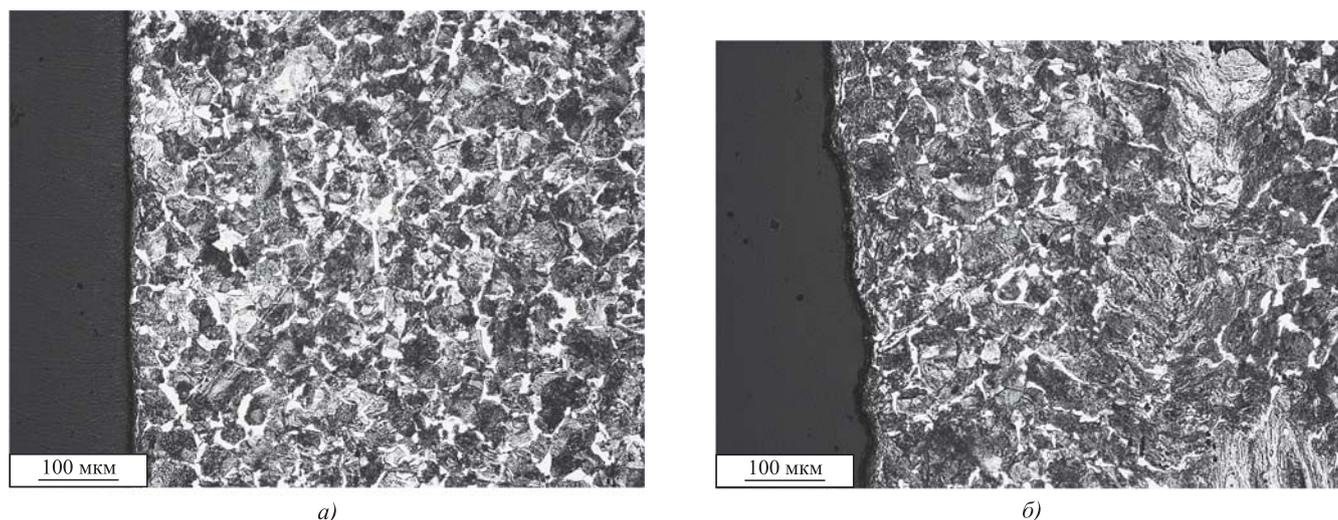


Рис. 2. Микроструктуры поверхностного слоя стали 40X после трибомодифицирования вермикулитом:

а — после нанесения вермикулита в течение 3 мин; *б* — после триботехнических испытаний в течение 3 ч

Химический состав поверхностного слоя стали 40X в процессе формирования покрытия и последующих триботехнических испытаний

Расстояние от поверхности трения, мм	Содержание элементов, %					
	Fe	C	Si	Mn	Mg	Al
Нанесение покрытия (3 мин)						
0	14,17	48,10	2,94	—	—	—
0,05	<u>77,88...87,37</u> 81,48	<u>9,99...19,35</u> 15,74	<u>0,17...0,40</u> 0,27	<u>0,02...0,39</u> 0,14	<u>0...0,23</u> 0,13	<u>0...0,28</u> 0,10
0,25	<u>66,63...70,89</u> 68,76	<u>26,10...30,19</u> 28,14	<u>0,65...1,35</u> 1,00	<u>0,02...0,05</u> 0,04	—	—
Формирование покрытия (1 ч)						
0	8,21	63,44	2,59	—	—	—
0,05	<u>86,61...89,22</u> 88,23	<u>7,03...9,46</u> 8,28	<u>0,38...0,80</u> 0,58	<u>0...0,30</u> 0,10	<u>0,26...0,39</u> 0,31	<u>0,25...0,47</u> 0,33
0,25	<u>86,87...88,92</u> 87,75	<u>8,40...9,94</u> 9,21	<u>0,26...0,58</u> 0,44	0	<u>0,25...0,56</u> 0,40	<u>0...0,39</u> 0,18
0,30	94,08	3,18	0,26	1,11	0,10	—
Трибоиспытания (1 ч)						
0	8,23	59,54	2,47	—	—	—
0,05	<u>90,75...94,69</u> 92,72	<u>5,12...6,15</u> 5,64	<u>0,08...0,19</u> 0,14	<u>0...0,27</u> 0,14	<u>0,10...0,38</u> 0,24	<u>0...0,21</u> 0,10
0,25	<u>88,61...92,49</u> 90,55	<u>4,96...8,05</u> 6,50	<u>0,33...0,57</u> 0,45	<u>0...0,57</u> 0,28	<u>0,12...0,62</u> 0,37	<u>0,25...0,31</u> 0,28
Трибоиспытания (3 ч)						
0	13,8	48,31	3,22	—	—	—
0,05	<u>83,32...85,14</u> 84,10	<u>12,21...14,33</u> 12,95	<u>0,14...0,67</u> 0,39	<u>0...0,12</u> 0,06	<u>0,22...0,46</u> 0,35	<u>0,24...0,49</u> 0,37
0,25	<u>84,37...91,11</u> 87,23	<u>6,59...13,21</u> 10,48	<u>0,02...0,25</u> 0,16	0	<u>0,29...0,56</u> 0,44	<u>0,22...0,54</u> 0,36

Примечание. В числителе приведен интервал варьирования величины, в знаменателе — среднее значение величины.

дящих в состав модификатора, и углерода. Структура стали перлитно-ферритная, причем на глубине до 0,3 мм отличается от нижележащих слоев металла более высокой дисперсностью.

В результате формирования покрытия в течение 1 ч (см. рис. 1, б) темные участки на микрошлифе отсутствуют вследствие ротационной деформации и высокой диффузионной подвижности легирующих атомов, при этом происходит выравнивание химического состава поверхностного слоя на глубине до 0,25 мм. На глубине до 0,25 мм практически отсутствуют атомы хрома, входящие в состав основного металла (см. табл. 4). Нижележащие слои стали на глубине 0,3 мм имеют повышенное содержание легирующих элементов, входящих в состав трибоматериала за исключением атомов алюминия, которые не диффундируют в сталь на глубину более 0,25 мм; содержание хрома примерно соот-

ветствует исходному составу. Металлокерамическое покрытие на поверхности трения характеризуется минимальным содержанием железа (всего 8,2 %) и большим — углерода, кислорода и кремния. Ферритные участки на глубине 50...100 мкм утончаются по сравнению с исходными.

Микроструктура поверхностного слоя (см. рис. 1, в) и содержание элементов на поверхности покрытия после 1 ч трибоиспытаний практически не изменяются (см. табл. 4), однако из смазки в поверхностный слой внедряется кальций. Содержание легирующих элементов (углерода, кремния и магния) на глубине 0,05...0,25 мм существенно уменьшается вследствие диффузии, а атомы алюминия из верхних слоев смещаются на уровень 0,25 мкм. Поверхность покрытия в результате изнашивания имеет хорошо различимые выступы и впадины и переменную толщину. Структура по-

**Механические и триботехнические свойства исходной стали 40Х
и на различных этапах трибомодифицирования вермикулитом и триботехнических испытаний**

Вид и время воздействия на сталь	Модуль упругости E , 10^5 , Н/мм ²	Динамическая нанотвердость HV	Коэффициент трения*	Скорость изнашивания*, мг/ч	
				вала	вкладыша
Сталь после шлифования	0,16...17,42	280...379	—	—	—
Сталь без покрытия, трибоиспытания 3 ч	0,66...10,17	263...437	0,079	2,0	7,2
Сталь после формирования покрытия 1 ч	0,10...4,47	340...585	0,022	—	—
Сталь модифицированная, трибоиспытания 3 ч	0,73...5,11	323...423	0,036	0,2	1,8

* При нагрузке 400 Н.

верхностного слоя на глубине 300...350 мкм имеет более высокую дисперсность по сравнению с этапом формирования покрытия.

После 3 ч трибоиспытаний в микроструктуре поверхностного слоя возрастает количество углерода (примерно в 2 раза), который наблюдается на шлифе в виде темных прожилок (см. рис. 1, *з*), а также увеличивается количество железа, кислорода и кремния на поверхности трения вследствие износа покрытия. В результате физико-химических процессов, характерных для трения при граничной смазке, покрытие немного утолщается вследствие образования нагара и деформируется (см. рис. 2, *б*), на поверхности трения образуются глубокие впадины и значительные по размеру выступы, толщина покрытия составляет 7,0...8,3 мкм, в среднем 7,8 мкм. Однако существенных структурных изменений на глубине до 350 мкм на данном этапе испытаний не происходит. В процессе трибоиспытаний покрытие дополнительно модифицируется кальцием, который содержится в смазочном масле.

Анализ микроструктуры образцов из неупрочненной стали 40Х показал, что заметных изменений в поверхностном слое после триботехнических испытаний в течение 3 ч не наблюдается. Коэффициент трения в начале формирования покрытия составляет 0,20, постепенно снижаясь, и через 25...35 мин стабилизируется около 0,022.

В результате формирования покрытия коэффициент трения уменьшается примерно в 2 раза по сравнению с неупрочненной сталью, средняя нанотвердость покрытия составляет 423 HV, которая больше исходной в 1,2 раза, а модуль упругости меньше исходного в 2,5 раза вследствие влияния химического состава покрытия и физико-механических свойств вермикулита. Причем имеются участки как с высокой, так и низкой твердостью

(табл. 5). Наличие покрытия позволяет существенно уменьшить скорости изнашивания стали (в 10 раз) и антифрикционного слоя вкладыша (в 4 раза).

Таким образом, формирование износостойкого металлокерамического покрытия на поверхности трения путем трибомодифицирования с использованием смазочной композиции, содержащей органо-неорганические триботехнические материалы, происходит в результате следующих процессов:

1. Во время первой технологической операции (нанесение модифицирующего материала на поверхность трения) наблюдаются следующие процессы (время операции 3...6 мин):

— очистка поверхности от загрязнений в результате абразивного изнашивания — на данной стадии наблюдается максимальная скорость потери массы упрочняемого образца;

— нагартовка частиц модифицирующего материала во впадины микронеровностей и образование покрытия преимущественно в местах выступов микронеровностей (суммарная толщина слоя примерно 7,2 мкм);

— перемешивание модифицирующего материала со сталью на глубине до 250...300 мкм в результате ротационной деформации, поэтому слой характеризуется значительной химической неоднородностью и наличием включений модификатора с высоким содержанием силикатов и углерода.

2. Во время второй технологической операции происходят процессы как абразивного изнашивания, что подтверждается высоким содержанием ионов металлов хрома и железа в смазке), так и формирования износостойкого покрытия. В результате диффузионных, ионозамещающих и ротационных процессов химический состав поверхностного слоя на глубине до 300 мкм выравнивается, при этом слой характеризуется повышенным

содержанием углерода, кремния, магния и алюминия. На поверхности формируется металлокерамический слой толщиной 6,0...7,5 мкм, который содержит большое количество углерода, кремния, кислорода и минимальное — железа (всего 8...9 %).

Благодаря полученным механическим и триботехническим свойствам металлокерамического покрытия в течение длительного срока эксплуатации трибоузла обеспечиваются его высокая износостойкость и долговечность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Эффективность** применения минеральных модификаторов при техническом сервисе в АПК / А.В. Дунаев, В.В. Ладииков, И.Ф. Пустовой, И.Г. Голубев. М.: ФГБНУ "Росинформагротех", 2014. 164 с.

2. **Зуев В.В.** Использование минералов в качестве модификаторов трения // Обогащение руд. 1993. № 3. С. 33—37.

3. **Лазарев С.Ю., Токманев С.Б., Хмелевская В.Б.** Свойства поверхности стали 45 с покрытием из минеральных материалов // Металлообработка. 2006. № 3. С. 29—35.

4. **Леонтьев Л.Б., Шапкин Н.П., Леонтьев А.Л.** Изменения эксплуатационных свойств стали 40Х в процессе модифицирования поверхностного слоя органосиликатными антифрикционными композициями и триботехнических испытаний // The Development of Science in the 21st Century: Natural and Technical Sciences

The Collection of Scientific Papers Ron. Bee & Associates New York. 2015. P. 87—94.

5. **Погодаев Л.И.** Влияние геомодификаторов трения на работоспособность трибосопряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2005. № 1. С. 58—66.

6. **Введение** в проблему использования природных слоистых геомодификаторов в трибосопряжениях / В.В. Усачев, Л.И. Погодаев, Д.М. Телух, В.Н. Кузьмин // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2010. № 1. С. 36—42.

7. **Погодаев Л.И., Крюков Е.Ю., Усачев В.В.** К механизму взаимодействия природных слоистых гидросиликатов с поверхностями трения // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2009. № 5. С. 71—81.

8. **Особенности** формирования износостойкого металлокерамического покрытия на поверхностях трения стальных деталей / Л.Б. Леонтьев, Н.П. Шапкин, А.Л. Леонтьев, В.Н. Макаров // Металлообработка. 2014. № 6 (84). С. 41—51.

9. **Гарбар И.И.** О структуре и строении поверхностных слоев сопряженных материалов трущихся пар // Трение и износ. 1990. Т. 11. № 4. С. 581—593.

10. **Тушинский Л.И., Потеряев Ю.П.** Проблемы материаловедения в трибологии. Новосибирск: НЭТИ, 1991. 64 с.

11. **Гусев А.И.** Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. Екатеринбург: НИСО УрО РАН, 1998. 199 с.

12. **Исследование** взаимодействия серпентина с железом при формировании покрытий на поверхности стальных деталей / Ж.Г. Ковалевская, П.В. Уваркин, С.В. Веселов, А.И. Толмачев // Обработка металлов. 2012. № 3 (56). С. 120—123.



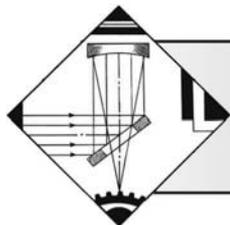
ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

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

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

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru



В.И. Проскуряков, И.В. Родионов

(Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А.)

E-mail: prosku.94@mail.ru

Лазерное импульсное легирование коррозионно-стойкой хромоникелевой стали 12Х18Н10Т с использованием графитовой пасты*

Представлено исследование процесса локального лазерного легирования коррозионно-стойкой хромоникелевой стали 12Х18Н10Т с использованием в качестве легирующей обмазки графитовой пасты. Установлено, что в результате импульсной обработки формируется структура поверхностного слоя, характеризующаяся равномерно распределенным рельефом с повышенной микротвердостью. Приведены рациональные технологические режимы импульсной лазерной обработки для формирования на поверхности упрочненных слоев.

Ключевые слова: коррозионно-стойкая хромоникелевая сталь, лазерное импульсное легирование, упрочнение поверхности, структура.

The study of the process of local laser alloying of stainless steel 12CrNiTi18-10 using graphite paste as alloying coating is presented. It is found that as result of pulsed processing, surface layer structure is formed, characterized by uniformly distributed relief with increased microhardness. Rational technological modes of pulsed laser processing for the formation of hardened layers on the surface are presented.

Keywords: stainless nickel-chromium steel, laser pulsed alloying, surface hardening, structure.

Введение

Коррозионно-стойкие стали, в частности сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т, нашли широкое распространение при изготовлении изделий, работающих под воздействием вибронгрузок и повышенных температур, а также в условиях интенсивного газо- и гидроабразивного изнашивания. К числу таких изделий относятся плоские кольца шнеков осадительных центрифуг, конструкции, функционирующие в химически активных коррозионных средах, запорная арматура и т.п. В результате эксплуатации такие изделия подвергаются преждевременному износу, на

поверхности появляются микротрещины, вмятины, задиры и другие структурные дефекты [1, 2].

В связи с этим становится актуальным вопрос увеличения долговечности изделий из коррозионно-стойких сталей, продлить которую можно за счет повышения физико-механических характеристик ее поверхности.

Спектр технологий и методов повышения механической прочности поверхности коррозионно-стойких сталей сегодня очень разнообразен. Известно, что стали аустенитного класса подвергают химико-термической обработке, оксидированию, поверхностно деформационному упрочнению, электрофизическим методам модификации.

Так, например, при фрикционной обработке стали формируется качественная поверхность с низким значением среднеарифметического отклонения профиля ($Ra \approx 100$ нм), а также достигается высокий уровень упрочнения поверхности (710 НВ) с глубиной упрочненного слоя ~ 450 мкм [3].

* Исследования выполнены в рамках гранта РФФИ (конкурс на лучшие проекты фундаментальных научных исследований, выполняемые молодыми учеными, обучающимися в аспирантуре — "Аспиранты"), проект № 19-33-90101.

Предварительный нагрев стали 12X18H10T до 1050 °С с последующей закалкой на воздухе приводит к незначительному росту микротвердости поверхности до $HV = 210$ МПа. Термомеханическая обработка, включающая горячую многопроходную продольную прокатку (при нагреве 1070 °С) со степенями обжатия $\varepsilon = 35,50$ и 80 % и охлаждение с температуры конца прокатки в воде или на воздухе повышает микротвердость до уровня 310 МПа [4]. Низкотемпературное ионное азотирование при продолжительности обработки 4 ч и температуре 450 °С с предварительной интенсивной пластической деформацией образцов до 2,6 раза увеличивают микротвердость поверхности до 730 HV. При этом толщина диффузионного слоя достигает 55 мкм [5]. Индукционно-термическое оксидирование коррозионно-стойкой стали приводит к двукратному возрастанию микротвердости 9,55 ГПа по сравнению с показателем для металлической основы после предварительной пескоструйной обработки, составляющим 4,07 ГПа. Модуль упругости образцов получаемых оксидных покрытий при этом также возрастает до $(201,63 \pm 37,68)$ ГПа [6].

Известно, что ионно-плазменные нанослойные покрытия с чередующимися слоями TiN и ZrN (TiN/ZrN) толщиной ~5 мкм в количестве $n_{сл} = 50$ в 2,0...3,3 раза повышают стойкость поверхности в условиях абразивно-эрозионного износа по сравнению с однослойными покрытиями TiN и ZrN. Значение микротвердости таких покрытий достигает 33,2 ГПа, что в 1,5...2,0 раза превышает показатель однослойных покрытий [7]. Нитридные покрытия TiMoN, полученные на аустенитной стали 12X18H10T методом вакуумной конденсации с ионной бомбардировкой, характеризуются формированием деформационно-упрочненного слоя глубиной ~80 нм, твердость которого составляет 4,39 ГПа. При этом коррозионная стойкость полученного покрытия значительно (в 3 раза) превышает коррозионную стойкость исходной поверхности стали [8].

К недостаткам отмеченных технологий следует отнести: необходимость проведения предварительных и последующих технологических операций, недостаточно прочную физико-химическую связь между основой металла и покрытием, длительность обработки, необходимость использования дорогостоящих материалов и токсичных реагентов, высокую энергоемкость процесса.

Сегодня к одним из наиболее эффективных ресурсосберегающих методов повышения механических характеристик металлов и сплавов можно отнести способы лазерной обработки. Отли-

чительной особенностью лазерной модификации поверхности являются контролируемость и воспроизводимость процесса, а также локальность обработки, что позволяет осуществлять обработку на отдельно выбранных участках поверхности изделия, значительно сократить продолжительность процесса, затрачиваемые энергоресурсы, а также количество расходуемого материала.

Технология лазерной обработки металлических поверхностей включает множество различных методов и способов их реализации. Однако в настоящее время не существует универсального способа лазерного упрочнения поверхности металлоизделий. Различные методы предназначены для разных условий эксплуатации обработанных изделий. Рациональный выбор способа лазерной модифицирующей обработки зависит от физико-химических и механических свойств упрочняемого конструкционного материала, а также от его назначения [9, 10].

Цель работы — разработка высокоэффективного способа лазерного импульсного упрочнения коррозионно-стойкой стали, а также определение влияния режимов лазерной модификации в слое графитовой обмазки на физико-механические характеристики и структуру поверхности исследуемых образцов.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на коррозионно-стойкой хромоникелевой стали аустенитного класса 12X18H10T. Экспериментальные образцы представляли собой пластины квадратной формы размерами 10×10×3 мм.

Поверхность образцов подвергали предварительной воздушно-абразивной обработке при избыточном давлении воздуха 0,4...0,6 МПа частицами порошка электрокорунда дисперсностью 200...250 мкм. От технологических загрязнений поверхность очищали в ультразвуковой ванне "Кристал-2.5" водным раствором этилового спирта в течение 20 мин.

Лазерную обработку проводили на установке LRS-50A при напряжениях $U = 250, 300, 350, 400$ и 450 В. Длительность τ импульсного воздействия составляла 0,5 мс. Луч фокусировали в пятно диаметрами $d = 0,5$ и 1,0 мм. Сканирование поверхности осуществляли при частоте следования импульсов излучения 10 Гц и коэффициенте перекрытия 0,15. В качестве легирующей обмазки использовали графитовую пасту (ГОСТ 8295—73). Равномерно нанесенный слой обмазки толщиной (250 ± 50) мкм для всех образцов был одинаковым.

Морфологию и структуру модифицированного поверхностного слоя исследовали мето-

дом оптической микроскопии с использованием микроскопа МБС-10М. Открытую пористость, гранулометрический анализ, а также толщину покрытия определяли с использованием компьютерной программы графической обработки микроизображений Metallograph. При этом анализировали участки поверхности площадью 5 мм². Микротвердость измеряли с использованием прибора ПМТ-3М с индентором Виккерса при нагрузке на индентор 1,961 Н (ISO 6507—1:2005). Статистическую обработку результатов исследования проводили с использованием программы DataFit 9 [11].

Результаты исследований и их обсуждение

Микроскопический анализ показал, что поверхность образцов в результате лазерного легирования приобретает равномерно распределенную структуру при повышенных значениях напряжения импульсов $U = 350$ В для сфокусированного лазерного излучения в пятно диаметром $d = 0,5$ мм (рис. 1, а) и $U = 400$ В для пятна диаметром $d = 1$ мм (рис. 1, б).

Для более низких значений напряжения характерна неоднородность структуры и, наоборот, при более высоких значениях напряжения происходит сильное оплавление поверхности сплава в зоне обработки.

Для металлографического исследования структурных изменений модифицированной поверхности были подготовлены поперечные микрошлифы. На рис. 2 показано изменение структуры поверхности стали в результате лазерного импульсного легирования. На подготовленных микрошлифах не было обнаружено видимых микротрещин и не визуализировались другие дефекты в объемной структуре микрошлифов.

Согласно проведенному гранулометрическому анализу установлено, что при увеличении напряжения от 250 до 450 В количество микроскопических пор и зерен возрастает. Приблизительно в 2 раза увеличивается средний размер зерен. Размер пор изменяется незначительно, находясь в пределах 8...10 мкм. При этом не выявлено существенных расхождений в показателях гранулометрии при изменении диаметра импульсного пятна (табл. 1).

Одной из важных характеристик функциональной поверхности является открытая пористость P .

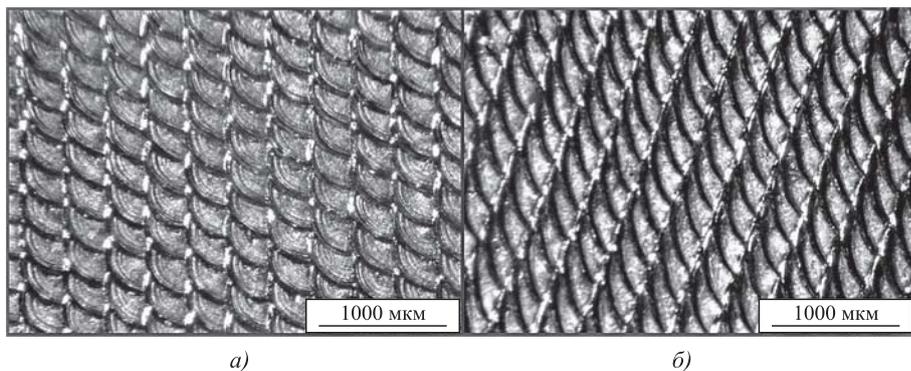


Рис. 1. Морфология поверхности стали 12X18H10T после лазерного легирования при напряжении импульса $U = 350$ В, $d = 0,5$ мм (а) и $U = 400$ В, $d = 1$ мм (б)

По результатам измерения данного показателя с использованием программной обработки графических микроизображений Metallograph была построена эмпирическая модель зависимости суммарной пористости от напряжения и диаметра пятна излучения (см. табл. 1, рис. 3, см. обложку). Максимальная суммарная открытая пористость составляет 48 % при диаметре пятна 0,5 мм и напряжении 300 В, а минимальная — 10 % при диаметре пятна 1 мм и напряжении 350 В.

Построенная эмпирическая модель описывается регрессионным уравнением:

$$P = -3935,85 + 5\,470\,131,24/x_1 + (-2\,776\,941\,614,05)/x_1^2 + 615\,707\,546\,829,05/x_1^3 + (-50\,394\,093\,751\,601,4)/x_1^4 + (-5,770) \ln x_2,$$

где x_1 — диаметр пятна излучения d , мм; x_2 — напряжение U , В.

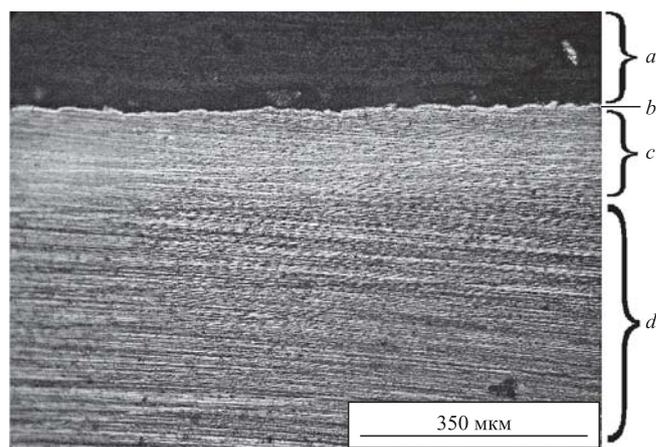


Рис. 2. Микрошлиф образца из стали 12X18H10T после лазерного легирования ($U = 250$ В, $d = 1$ мм):

а — эпоксидная смола; б — полученный модифицируемый слой; в — зона упрочнения (слой закалки); г — основа сплава (поле зрения 800 мкм)

Результаты гранулометрического анализа поверхности образцов из стали 12Х18Н10Т, полученных в результате лазерного легирования

Режим обработки		Характеристики поверхности						
		Частицы			Поры			
<i>d</i> , мм	<i>U</i> , В	Количество, шт.	Средний размер, мкм	Дисперсия, мкм ²	Количество, шт.	Средний размер, мкм	Дисперсия, мкм ²	Суммарная пористость <i>P</i> , %
0,5	250	1831	6,87	7,48	1172	8,77	35,65	31
	300	1632	9,87	21,73	1988	8,13	15,58	48
	350	1104	9,34	12,53	370	6,24	24,52	42
	400	865	11,00	13,50	190	6,77	33,05	38
	450	1087	9,05	9,87	166	7,17	35,91	35
1,0	250	1162	9,20	11,06	1426	7,92	17,40	36
	300	614	5,67	8,87	542	5,75	7,84	22
	350	189	3,30	1,78	144	11,15	39,32	10
	400	258	12,96	30,22	140	10,01	33,31	17
	450	366	10,29	20,31	210	9,82	19,17	18

Достоверность данной модели составляет 85,01 %.

Результаты измерения микротвердости показали, что лазерное легирование поверхности коррозионно-стойкой стали в слое графитовой пасты в сравнении с микротвердостью необработанной поверхности значительно увеличивает данный показатель от $(1,4 \pm 0,1)$ до $(9,5 \pm 0,1)$ ГПа (табл. 2). Максимальное значение микротвердости $(9,56 \pm 0,1)$ ГПа было получено при напряжении 400 В и диаметре пятна излучения 0,5 мм. Такое изменение объясняется высоким содержанием углерода в легирующей обмазке, приводящим к образованию в поверхностном слое стали карбидных фаз, вызывающих образование и развитие закалочных структур.

Дополнительно были проведены измерения микротвердости поперечных микрошлифов исследуемых образцов в объемной структуре микрошлифов. Установлено образование в приповерхностном слое сплава зоны термического упрочнения (зоны лазерной закалки), микротвердость которой в среднем составляет $(3,5 \pm 0,3)$ ГПа.

В ходе проведения экспериментов была определена зависимость толщины зоны термического упрочнения от режимов импульсного воздействия лазерного излучения. По полученным результатам измерения была построена эмпирическая модель зависимости толщины приповерхностного слоя закалки коррозионно-стойкой стали от режима об-

работки, в частности от диаметра пятна излучения и напряжения импульсов (рис. 4, см. обложку).

На данной модели видно, что с увеличением напряжения импульса и уменьшением диаметра

Таблица 2

Результаты среднестатистических значений микротвердости поверхности образцов из стали 12Х18Н10Т, полученных в результате лазерного легирования

Режим обработки		Микротвердость, ГПа
<i>d</i> , мм	<i>U</i> , В	
0,5	250	$7,69 \pm 0,1$
	300	$3,28 \pm 0,1$
	350	$3,53 \pm 0,1$
	400	$9,56 \pm 0,1$
	450	—
1,0	250	$8,58 \pm 0,1$
	300	$4,72 \pm 0,1$
	350	$5,34 \pm 0,1$
	400	$4,67 \pm 0,1$
	450	$3,92 \pm 0,1$

пятна происходит равномерное увеличение толщины слоя закалки.

Построенная эмпирическая модель описывается регрессионным уравнением:

$$h = 6,26x_1^{-0,45}x_2^{0,57}.$$

Достоверность данной модели составляет 91,53 %.

Выводы

Установлено, что в результате лазерного импульсного легирования графитовой пастой при повышенном напряжении $U = 350$ В для сфокусированного лазерного излучения в пятно диаметром $d = 0,5$ мм и $U = 400$ В для пятна диаметром $d = 1$ мм на поверхности коррозионно-стойкой стали формируется высокотвердый слой, характеризующийся равномерным рельефом и однородной структурой.

Рекомендованы рациональные технологические режимы лазерной обработки для формирования гомогенной структуры поверхности коррозионно-стойкой хромоникелевой стали 12X18H10T с повышенными показателями микротвердости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Осинцева А.Л. и др. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 11. С. 16–26.
2. Родионов И.В., Фомин А.А., Ромахин А.Н. Применение процессов термического оксидирования для упрочнения поверхности стали 12X18H9T // Технология металлов. 2013. № 10. С. 24–32.

3. Макаров А.В., Скорынина П.А., Осинцева А.Л. и др. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2015. № 4 (69). С. 80–92.

4. Капуткина Л.М., Медведев М.Г., Прокошкина В.Г. и др. Влияние легирования азотом на упрочнение и стабильность аустенита стали типа X18H10 // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. Т. 57. № 7. С. 43–50.

5. Хусаинов Ю.Г., Рамазанов К.Н., Есипов Р.С. Низкотемпературное ионное азотирование конструкционных сталей 13X11H2B2MФ-Ш и 12X18H10T с ультрамелкозернистой структурой // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. № 10. С. 459–463.

6. Родионов И.В., Фомин А.А., Ромахин А.Н. Газотермическое оборудование для получения упрочняющих оксидных покрытий на металлах и сплавах различного назначения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 9. С. 24–30.

7. Севидова Е.К., Гуцаленко Ю.Г., Крюкова Н.В. Повышение износостойкости поверхности наноструктурными покрытиями // Электронная обработка материалов. 2014. № 3. С. 92–94.

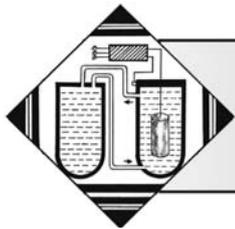
8. Сравнительные исследования изменений физико-механических свойств стали 12X18H10T и покрытий TiMoN, облученных низкоэнергетическими альфа-частицами / М.К. Уралов, А.С. Ларионов, А.С. Диков, С.Б. Кислицин // Вестник НЯЦ РК. 2016. Вып 3. С. 51–57.

9. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting / K. Saeidi, X. Gao, Y. Zhong, Z.J. Shen // Materials Science and Engineering: A. 2015. Vol. 625. P. 221–229.

10. Ким В.А., Башков О.В., Сатаева И.В. Локальное лазерное легирование нержавеющей стали 12X18H10T // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. 2016. Т. 1. № 2. С. 64–70.

11. Fomina M., Koshuro V., Papshev V. et al. Surface morphology data of tantalum coatings obtained by electro-spark alloying // Data in Brief. 2018. 20. P. 1409–1414.





В.И. Громов, Н.А. Курпякова, Е.Н. Коробова, А.В. Дорошенко
(ФГУП "ВИАМ", г. Москва),
А.С. Кузнецов
(АО "Редуктор—ПМ", г. Пермь)
E-mail: kna1502@mail.ru

Особенности образования диффузионных слоев при вакуумной цементации сталей 12Х2Н4А-Ш и 20Х3МВФ-Ш

Рассмотрены закономерности, отражающие влияние управляющих технологических параметров на характеристики цементованного слоя при вакуумной цементации сталей 12Х2Н4А-Ш и 20Х3МВФ-Ш. Показана необходимость учитывать при разработке режимов вакуумной цементации наличие или отсутствие активных карбидообразующих элементов в составе цементуемых сталей.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, вакуумная цементация, карбюризатор, крекинг, пиролиз, непредельные углеводороды, диффузионный слой.

The patterns reflecting the influence of controlling technological parameters on the characteristics of the carburized layer during vacuum carburizing of 12Kh2N4A-Sh and 20Kh3MVF-Sh steels are considered. The need is shown to take into account the presence or absence of active carbide-forming elements in the composition of carburizing steels when developing of vacuum carburizing modes.

Keywords: chemical-thermal treatment, vacuum carburizing, carburizer, cracking, pyrolysis, unsaturated hydrocarbons, diffusion layer.

Введение

В настоящее время во ФГУП "ВИАМ" большое внимание уделяется совершенствованию технологий упрочнения материалов, применяемых в авиационной промышленности. Работы ведутся совместно с предприятиями авиационной промышленности в рамках "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" [1–4].

Химико-термическая обработка (ХТО) — один из возможных путей обеспечения высокой работоспособности и надежности деталей, применяемых в конструкциях авиационной техники. Среди многих видов ХТО, каждый из которых имеет технологические варианты, наибольший интерес представляет процесс цементации при низком давлении (вакуумная цементация) с применением в качестве среды для насыщения (карбюризатора) непредельных углеводородов ряда ацетиленов. Процесс экологически чистый, энергоэффективный, осуществляется в современных вакуумных

печах, имеющих опцию цементации, обеспечивающих степень вакуумирования 5 Па ($5 \cdot 10^{-2}$ мбар) и оснащенных программой, позволяющей управлять процессом насыщения [5].

В данной работе исследовано влияние технологических параметров вакуумной цементации в среде непредельных углеводородов на свойства диффузионных слоев сталей 12Х2Н4А-Ш и 20Х3МВФ-Ш на основе анализа структуры, химического и фазового составов цементованного слоя после различных режимов вакуумной цементации. Работу проводили на промышленном оборудовании в условиях термического цеха АО "Редуктор—ПМ" в целях оптимизации технологических режимов диффузионного насыщения при вакуумной цементации деталей (зубчатых колес) [6, 7].

Технологические параметры процессов диффузионного насыщения при вакуумной цементации можно условно подразделить на две группы:

1) *постоянные*: температура процесса, давление в рабочей камере печи;

2) *управляющие*: продолжительность активной и пассивной стадий процесса и число циклов насыщения, расход газовой среды.

Для разработки режима диффузионного насыщения при вакуумной цементации необходимо установить закономерности, отражающие влияние управляющих технологических параметров на характеристики цементованного слоя. Важным фактором для установления таких закономерностей является выяснение механизма переноса углерода из газовой среды к насыщаемой поверхности и механизма формирования диффузионного слоя.

Термический распад молекул непредельных углеводородов ряда ацетиленов (алкинов), используемых в качестве карбюратора при вакуумной цементации, можно разделить на два этапа. На первом этапе разрыв происходит по связи между атомами углерода (крекинг), с образованием радикалов СН, имеющих три ненасыщенные связи, что способствует прочному удержанию радикалов на поверхности стали. На втором этапе, под действием атомов железа, происходит их каталитический распад по связи углерод—водород (пиролиз) с образованием атомов углерода, которые переходят в твердый раствор, и атомов водорода, которые связываются в молекулы и в диффузии не участвуют [8].

Дальнейшее формирование диффузионного слоя зависит от химического состава цементуемых сталей.

Основной фактор, который необходимо учитывать при разработке режимов науглероживания в среде предельных углеводородов, — наличие или отсутствие активных карбидообразующих элементов в составе цементуемых сталей.

Вакуумная цементация комплекснолегированных сталей, таких как 20Х3МВФ-Ш, количество карбидообразующих элементов (Cr, W, Mo, V, Nb) в которых в сумме составляет ~5...6 %, происходит в режиме саморегулирования — углерод поступает только к поверхности, свободной от карбидной фазы. Карбидообразующие элементы стимулируют раннее образование карбидов на поверхности и снижают предел растворимости углерода в аустените. Таким образом, уже в первые минуты вакуумной цементации на поверхности сталей, легированных карбидообразующими элементами, достигается предел растворимости углерода в аустените, образуются зародыши карбидной фазы и происходит их рост. Формирование диффузионного слоя происходит под тонким слоем карбидов в результате их частичного растворения и возобновления. Образовавшийся слой карбидной фазы изменяет каталитические свойства насыщаемой поверхности, так как не обладает каталитической активностью, в результате чего углерод перестает

диссоциировать на той части поверхности, которая закрыта карбидами. При образовании на поверхности сплошной карбидной фазы молекулы карбюратора покидают вакуумную камеру, не претерпев распада. Устраняется опасность сажевыделения на насыщаемой поверхности, так как образование карбидного слоя прекращает каталитическую диссоциацию углерода [9, 10].

При вакуумной цементации низколегированных сталей, таких как 12Х2Н4А-Ш, где количество карбидообразующих элементов невелико, после превышения предельной концентрации углерода в аустените на поверхности образуется небольшое количество частиц карбидов в виде глобулей легированного цементита. Насыщаемая поверхность сохраняет каталитическую активность, стимулируя высокую скорость поступления углерода из газовой среды. По мере роста концентрации углерода в диффузионном слое поглощающая способность твердого раствора снижается. Возникает избыток атомов углерода. По мере их накопления на поверхности стали образуется монослой атомов углерода в смеси с хемосорбированными радикалами СН, следующая стадия — образование пленки пироуглерода в виде отдельных зародышей графита. После образования сплошного слоя графита поступление углерода в твердый раствор снижается, но вместе с тем графит обладает высокой каталитической активностью, стимулируя образование радикалов СН, взаимодействие которых между собой сопровождается интенсивным образованием сажи [11].

Из приведенного выше следует, что при разработке режимов вакуумной цементации с применением в качестве насыщающей среды непредельных углеводородов целесообразно газ подавать в камеру в циклическом режиме. Чередование активной (подача газа) и пассивной (диффузия при вакуумировании) стадий процесса позволяет управлять насыщением диффузионных слоев, формировать толщину карбидной фазы в комплекснолегированных сталях и предотвращать сажеобразование при цементации низколегированных сталей.

Циклические режимы насыщения имеют бесконечное число вариантов. При назначении продолжительности, соотношения и количества активной и пассивной частей процесса следует в первую очередь проанализировать, по какому механизму пойдет насыщение. Очевидно, что для комплекснолегированных сталей режимы целесообразно строить из коротких активных и продолжительных пассивных стадий. Для насыщения низколегированных сталей следует рассчитывать цикличность так, чтобы исключить выпадение пироуглерода на поверхности цементуемых деталей [8].

Материалы и методика исследований

Объекты исследования — образцы-свидетели (сегменты шестерен), цилиндрические образцы для определения концентрации углерода в слое и детали из сталей 12Х2Н4А-Ш и 20Х3МВФ-Ш (рис. 1).

Перед цементацией образцы и детали проходили предварительную термическую обработку в соответствии с режимами действующей нормативной документации, после которой образцы имели структуру сорбита отпуска. Твердость составляла на образцах стали 12Х2Н4А-Ш 220...255 НВ, на образцах стали 20Х3МВФ-Ш 255...269 НВ.

Вакуумную цементацию проводили в вакуумных печах, имеющих опцию цементации. Металлографические исследования выполняли с использованием металлографического микроскопа OLYMPUS-GX51 фирмы OLYMPUS (Япония) при увеличениях 50, 100, 200 и 500. Толщину диффузионных слоев определяли по структуре, полученной после химического травления металлографических шлифов.

На металлографических шлифах после вакуумной цементации определяли эффективную толщину цементованного слоя, наличие и глубину зоны избыточных карбидов, а также оценивали качество микроструктуры — наличие или отсутствие цементитной сетки, остаточного аустенита в цементованном слое. За эффективную толщину слоя, в соответствии с ОСТ 1.41467—85 и ПИ 1.2.669—2003, принимали суммарную толщину заэвтектоидной, эвтектоидной и половину переходной зон.

Фотосъемку микроструктуры диффузионных слоев проводили цифровой видеокамерой OLYMPUS-XC50, фотографии обрабатывали при помощи программного обеспечения AnalySIS 5.0.

Твердость измеряли на универсальном твердомере DuraVision фирмы EMCOTest (Австрия). Послойный анализ концентрации углерода в це-

ментованном слое осуществляли на экспресс-анализаторе углерода АУС-7844 кулонометрическим методом, который основан на сжигании стружки в токе кислорода при температуре 1250...1400 °С по ГОСТ 12344—2003. Стружку для послойного анализа снимали с шагом 0,1 мм с цилиндрических образцов, прошедших цементацию по заданному режиму.

Результаты исследований и их обсуждение

Для изучения влияния управляющих технологических параметров вакуумной цементации — продолжительности активной и пассивной стадий процесса, числа циклов насыщения на характеристики цементованного слоя сталей 12Х2Н4А-Ш и 20Х3МВФ-Ш были выбраны постоянные технологические параметры:

- температура цементации, обеспечивающая оптимальную скорость диффузии приблизительно 0,25 мм/ч [8];
- расход карбюризатора рассчитывали по встроенной в бортовой компьютер печи программе на максимально возможную для данной модели площадь садки, которую обеспечили за счет балласта;
- давление в рабочей камере печи на активной стадии процесса поддерживали в диапазоне 800...1000 Па (8...10 мбар);
- время насыщения 210 мин;
- расчетная толщина цементованного слоя 0,9...1,2 мм.

Первую садку проводили по режиму 1 за один цикл, толщину диффузионных слоев определяли после цементации, ускоренного охлаждения и высокого отпуска.

Исследования микроструктуры диффузионных слоев показали, что на образцах из стали 12Х2Н4А-Ш микроструктура удовлетворительная, разорванная цементитная сетка на глубину 0,15...0,2 мм по действующим шкалам ФГУП "ВИАМ" является допустимой (рис. 2, а). В приповерхностной части цементованный слой стали 20Х3МВФ-Ш имеет грубую цементитную сетку (рис. 2, б), что недопустимо, так как при эксплуатации изделия это может привести к питтинговому выкрашиванию [12].

Анализ распределения концентрации углерода в цементованном слое (рис. 3) показал, что при вакуумной цементации по одинаковым режимам, при равных толщинах, в цементованном слое стали 20Х3МВФ-Ш углерода содержится приблизительно в 2 раза больше, чем в стали 12Х2Н4А-Ш. Таким образом, экспериментально



Рис. 1. Объекты исследования

доказано, что в сталях, легированных карбидообразующими элементами, насыщение слоя углеродом происходит гораздо интенсивней, чем в широко применяемых в производстве хромо-никелевых сталях типа 12Х2Н4А-Ш. Металло-

графический анализ показал, что повышенное содержание углерода в цементованном слое привело к выделению избыточной карбидной фазы по границам зерен в стали 12Х2Н4А-Ш в меньшей степени, в стали 20Х3МВФ-Ш — в большей, кроме того, необходимо учитывать, что в таком слое после закалки содержится много остаточного аустенита, который не позволяет получить высокую твердость поверхности [9].

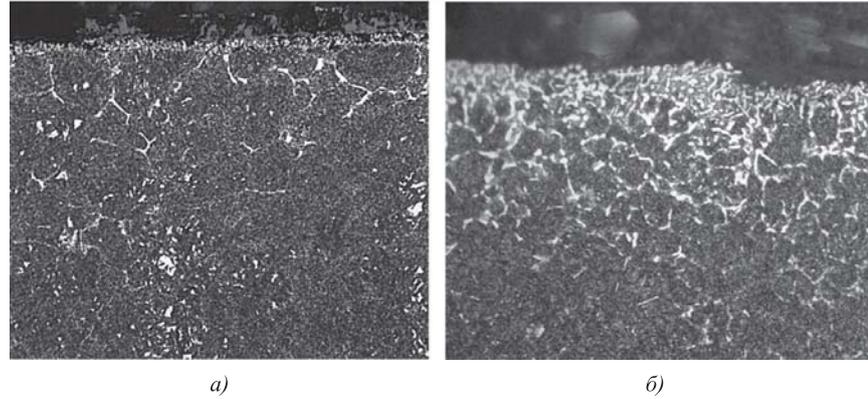
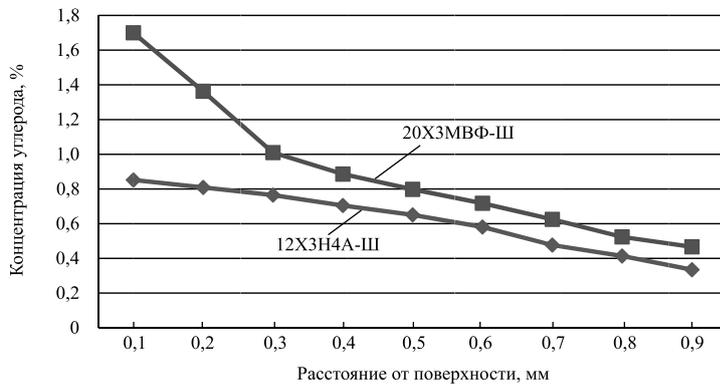


Рис. 2. Микроструктуры приповерхностной части цементованного слоя сталей 12Х2Н4А-Ш (а) и 20Х3МВФ-Ш (б) после цементации по режиму 1 и высокого отпуска. $\times 200$

С учетом особенностей легирования сталей, в целях корректировки микроструктуры диффузионных слоев и снижения концентрации углерода в цементованном слое как для стали 20Х3МВФ-Ш, так и для стали 12Х2Н4А-Ш, были разработаны режимы насыщения с циклической подачей карбюризатора без изменения температуры и общего времени цементации.



Сталь	Концентрация углерода, %								
	0,852	0,809	0,765	0,705	0,651	0,581	0,477	0,414	0,335
12Х2Н4А-Ш	0,852	0,809	0,765	0,705	0,651	0,581	0,477	0,414	0,335
20Х3МВФ-Ш	1,7	1,363	1,01	0,886	0,798	0,718	0,625	0,524	0,467

Рис. 3. Распределение концентрации углерода от поверхности вглубь образца при вакуумной цементации (садка 1)

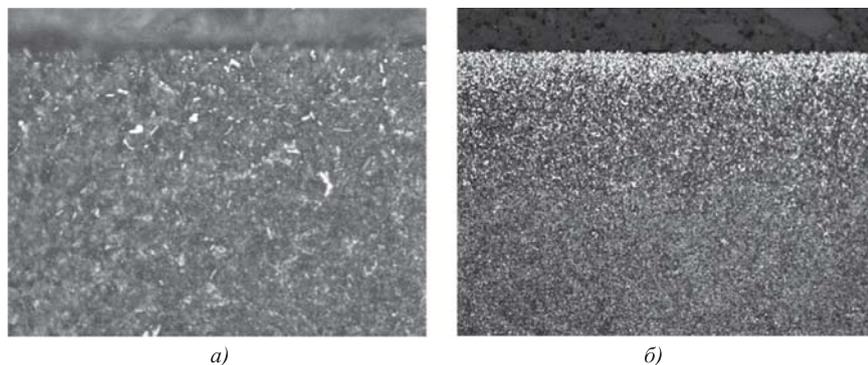


Рис. 4. Микроструктуры приповерхностной части цементованного слоя сталей 12Х2Н4А-Ш (а) и 20Х3МВФ-Ш (б) после цементации по режиму 2 и высокого отпуска. $\times 200$

Исследования микроструктуры диффузионных слоев показало, что на образцах из стали 12Х2Н4А-Ш, прошедших вакуумную цементацию по режиму 2 с циклической подачей карбюризатора, карбидная фаза практически отсутствует, а на стали 20Х3МВФ-Ш значительно мельче и распределена равномерно (рис. 4). В приповерхностном слое стали 20Х3МВФ-Ш на глубине до 0,05 мм наблюдается плотный слой карбидов в виде мелких карбидных глобулей, который, как правило, удаляется с цементованных поверхностей деталей при шлифовании после закалки [11, 13, 14]. Необходимо также отметить, что при циклической подаче карбюризатора с неизменными температурой и временем процесса возросла скорость диффузии углерода, так как толщина цементованного слоя увеличилась: на стали 12Х2Н4А-Ш в меньшей степени, а на стали 20Х3МВФ-Ш существенно.

Изменение микроструктуры приповерхностной части цементованного слоя объясняется снижением концентрации углерода как в стали 12Х2Н4А-Ш, так и в стали 20Х3МВФ-Ш, что подтверждается газовым анализом (рис. 5), а рост

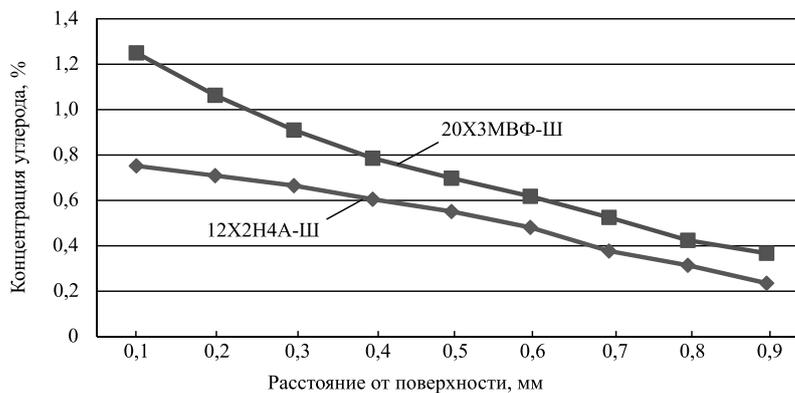
слоя — увеличением времени диффузии, когда слой растет не только за счет вновь поступающих атомов углерода, но и за счет распада образовавшихся карбидов.

Заключение

Результаты проведенных исследований наглядно показали необходимость учитывать при разработке режимов вакуумной цементации наличие или отсутствие активных карбидообразующих элементов в составе цементуемых сталей. Рассмотрены закономерности, отражающие влияние управляющих технологических параметров на конечный результат — толщину диффузионного слоя, твердость поверхности, микроструктуру диффузионного слоя сталей 12Х2Н4А-Ш и 20Х3МВФ-Ш при вакуумной цементации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3—33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки — основа инноваций // *Крылья Родины*. 2016. № 5. С. 8—18.
3. Каблов Е.Н. России нужны материалы нового поколения // *Редкие земли*. 2014. № 3. С. 8—13.
4. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. научно-информационных материалов. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.
5. Козловский И.С. Химико-термическая обработка шестерен. М.: Машиностроение, 1970. 232 с.
6. Елисеев Ю.С. Научные основы совершенствования технологии изготовления зубчатых колес ГТД // *Двигатель*. 2001. № 4 (16). С. 10—13.



Сталь	Концентрация углерода, %								
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
12Х2Н4А-Ш	0,752	0,709	0,665	0,605	0,551	0,481	0,377	0,314	0,235
20Х3МВФ-Ш	1,25	1,063	0,91	0,786	0,698	0,618	0,525	0,424	0,367

Рис. 5. Распределение концентрации углерода от поверхности вглубь образца при вакуумной цементации (садка 2)

7. Елисеев Ю.С., Крымов В.В., Нежурин И.П. и др. Производство зубчатых колес. М.: Высшая школа, 2001. 493 с.
8. Рыжов Н.М., Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С. и др. Особенности вакуумной цементации в ацетилене теплостойкой стали // *МиТОМ*. 2004. № 6. С. 10—15.
9. Громов В.И., Кротов В.Н., Курпякова Н.А. и др. Влияние остаточного аустенита на структуру и свойства диффузионного слоя стали мартенситного класса после вакуумной цементации // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 4. С. 3—8. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-3-8.
10. Зинченко В.М. Инженерия поверхности зубчатых колес. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 301 с.
11. Grafen W., Edenhofer B. Acetylene low-pressure carburizing — a novel and superior carburizing technology // *Heat treatment of metals*. 1999. Vol. 26. N. 4. P. 79—83.
12. Влияние вакуумной химико-термической обработки на износостойкость сталей ВКС-7 и ВКС-10 / Л.И. Куксенова, С.А. Герасимов, М.С. Алексеева, В.И. Громов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 1. С. 3—8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-3-8.
13. Теснер П.А. Образование углерода из углеводородов газовой фазы. М.: Химия, 1972. 136 с.
14. Новиков С.В., Павленко Ю.М., Рыжов Н.М. О технологических процессах изготовления зубчатых колес газотурбинных двигателей // *Двигатель*. 2009. № 6 (66). С. 10—13.



В.А. Левченко
(Университет Тайчжоу, КНР),
Ю.В. Панфилов
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: vladlev@yahoo.com

Упрочняющие покрытия на инструменте (аналитический обзор материалов международной конференции)

Проанализированы тенденции развития технологических процессов нанесения упрочняющих покрытий на инструмент. Описано многообразие упрочняющих материалов, методов их нанесения на режущий инструмент, технологического и аналитического оборудования для изготовления покрытий и измерения их характеристик. Приведены международные стандарты, регламентирующие состав, структуру и свойства упрочняющих покрытий на инструменте.

Ключевые слова: режущий инструмент, упрочняющие покрытия, нанесение тонких пленок, наноструктурированные покрытия.

Tendency of strengthening coatings on cutting tools processes evolution is analyzed. Manifold of strengthening materials, strengthening coatings deposition methods, process and analytical equipment for coatings manufacture and measurement of it's properties is described. International standards for strengthening coatings on cutting tools composition, structure and properties are presented.

Keywords: cutting tools, strengthening coatings, thin films deposition, nanostructured coatings.

В ноябре 2019 г. в КНР в г. Тайчжоу состоялась Международная конференция по упрочняющим материалам и покрытиям для режущих инструмен-

тов. Основными участниками конференции (рис. 1) были специалисты по упрочняющим технологиям и покрытиям из Китая, также в ней приняли уча-



Рис. 1. Участники конференции

стие ученые из России (Москва и Томск) и Украины (Харьков, Сумы, Одесса и Краматорск).

Пленарные и секционные доклады по теме конференции:

- Методы нанесения упрочняющих покрытий и их влияние на структуру и свойства покрытий.
- Развитие и применение PVD-покрытий для медицинских устройств и инструмента.
- Технология вакуумно-дуговой фильтрации плазмы для нанесения покрытий.
- Применение и ISO стандарты PVD многослойных твердых покрытий.
- Экспериментальное и теоретическое изучение физических и механических свойств CrN/ZrN- и Cr/Zr-нанокмполитов.
- Повышение сопротивления усталости Ti—C—N-покрытий.
- Улучшение свойств карбидного инструмента с помощью ионно-лучевого воздействия и нанесения твердых покрытий.
- CVD алмазные покрытия и их применение для режущего инструмента.
- "Умные" системы для cBN инструмента.
- Интегрированные материалы для CVD и PVD твердых покрытий.
- Кубический BN в покрытиях для инструмента: изготовление и применение.
- Развитие и современные тенденции улучшения покрытий на инструменте.
- Синтез и изучение графена и DLC-нанопленок. Фрактальный анализ поверхности наноструктурированных пленок.
- Вакуумное удаление стружки при сверлении.
- Имитация процесса резания в целях его оптимизации методом конечных элементов.
- Микрофрезерный инструмент.
- Моделирование процесса резания, тестирование структуры поверхности с помощью наноиндентирования.

Было отмечено, что количество публикаций по использованию методов физического (PVD) и химического (CVD) осаждения тонкопленочных покрытий с каждым годом увеличивается, причем тенденция роста публикаций в мире по методам CVD с каждым годом превалирует. Так, в 2015 г. по методам CVD было опубликовано 1 330 000 работ, а по методам PVD — 838 000 работ.

Глобальный рынок режущего инструмента. Современные материалы и методы нанесения покрытий на инструмент

По данным одного из докладов, в 2013 г. мировой рынок режущего инструмента составил

16,33 млрд US \$ и включал в себя: фрезы 39 %, токарные резцы и сменные пластины 30 %, сверла 17 %, остальной инструмент 14 %. Рынок инструментальных материалов выглядел следующим образом: металлокерамические твердые сплавы 53 %, быстрорежущая сталь 20 %, керамика 8 %, керметы 6 %, кубический нитрид бора 6 %, синтетический алмаз 7 %.

Анализ материалов конференции показал, что современные упрочняющие покрытия на режущем инструменте в большинстве случаев делятся на многослойные и многофункциональные. Многослойные покрытия на инструменте, как правило, состоят из адгезионного подслоя, промежуточного слоя и внешнего защитного слоя. Покрытия с многофункциональными слоями включают в себя: адгезионный подслоя — барьерный слой, препятствующий диффузии химических элементов между слоями — трещиностойкий слой — слой для компенсации напряжений — нагрузочный слой — функциональный слой.

Была продемонстрирована эволюция материалов упрочняющих покрытий для режущего инструмента с 1970 по 2020 г. (таблица).

Материалы и методы нанесения упрочняющих покрытий

Год	Метод нанесения	Материал покрытия
1970	CVD	TiC; TiC/TiCN/TiN; TiC/Al ₂ O ₃ /TiN
1980	PVD	TiN
	CVD	TiC/TiCN/Al ₂ O ₃ /TiN
	MT CVD	TiC/TiCN/Al ₂ O ₃ /TiN
1990	PVD	TiCN; TiAlN
2000	CVD	DLC
	PVD	TiN/TiAlN/TiN/TiAlN; TiB; TiN/TiCN...MoS ₂ ...TiAlN/WC—C; CrAlN/ TiAlN, AlTiN; AlCrN, Al ₂ O ₃ ; TiAlSiN; AlCrSiN
2010	PVD	TiAlN + Y, Nb, Hf, Cr, Si, Zr, B, V...
2020	PVD	cBN; CN
	CVD	cBN; CN
	PVD	Cr/CrN/(Cr, N)—DLC/DLC и Cr/Cr—DLC/DLC
	PVD + CVD	DLC/TiN/Ti/Cu/Ni

Примечание. MT — средняя температура; DLC (Diamond Like Carbon) — алмазоподобный углерод; cBN — кубический нитрид бора.

Анализ статистических данных показал, что выход из строя режущего инструмента происходит из-за: износа 35 %, поломки 22 %, деструкции материала 21 %, плохой адгезии покрытия 12 %, сколов 10 %.

Из большого многообразия материалов и методов нанесения упрочняющих покрытий на инструмент на конференции были рассмотрены алмаз и алмазоподобные покрытия, кубический нитрид бора, многослойные и многокомпонентные покрытия на основе титана, которые наносились CVD- и PVD-методами, включая высокоэнергетическое импульсное распыление, фильтрованную (сепарированную) плазму дугового разряда, ионно-лучевую обработку с помощью высокоинтенсивного импульсного ионного пучка.

Режущий инструмент с алмазным покрытием используется для обработки графита и керамики, для сверления и фрезерования углепластиков (CFRP — Carbon Fiber Reinforced Polymer), для токарной обработки применяются сменные твердосплавные пластины с алмазным покрытием. Достоинства многослойных покрытий заключаются в уменьшении остаточных напряжений, в наличии экстремума твердости при нормальной и повышенной температуре, в оптимальных трибологических и прочностных характеристиках.

Структура алмазных покрытий на инструменте из WC—Co может быть микрокристаллическая (MCD) и нанокристаллическая (NCD). Используются многослойные покрытия с MCD- и NCD-структурой слоев, сложные покрытия с DLC и β -SiC композитным промежуточным слоем плюс многослойное покрытие с MCD- и NCD-структурой. Кроме того, многослойные покрытия могут состоять из следующих слоев: DLC/ β -SiC-композит/слой с MCD-структурой плюс верхний слой с NCD-структурой или DLC и β -SiC-композит плюс слой с NCD-структурой.

Были представлены результаты экспериментальных исследований интенсивности изнашивания сверла с алмазным покрытием и без него: без покрытия 0,7 мкм/отверстие, с алмазным микрокристаллическим покрытием 0,3 мкм/отверстие и алмазным ультрагладким композитным покрытием 0,23 мкм/отверстие.

Алмазные CVD-покрытия на режущем инструменте используются для обработки керамики, стекла, графита, цветных металлов и различных композитов и не используются для обработки сталей. Для инструмента со сложной геометрией наиболее перспективны CVD алмазные покрытия с хорошей адгезией и структурой, с высокими прочностными свойствами, гладкой поверхно-

стью, низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью.

При выборе материала режущего инструмента необходимо учитывать зависимость между такими параметрами, как твердость—износостойкость и прочность—ударная вязкость. Были приведены рекомендации по использованию инструментальных материалов и покрытий для обработки легко обрабатываемых и труднообрабатываемых материалов (рис. 2).

Многослойные CVD-покрытия на инструментальных сталях (рис. 3) для резания стальных заготовок могут состоять из десятков слоев TiN и TiAlN с суммарной толщиной до 12...22 мкм. Показано, что CVD-покрытие $Ti_{0,5}Al_{0,95}N$, нанесенное на подложку из WC—Co со скоростью 3,6 мкм/ч, может работать при $T = 1323$ К. Аналогичное покрытие, но с другой стехиометрией $Ti_{0,17}Al_{0,83}N$ получается после отжига в вакууме, а многослойное покрытие Ti—TiN— $Ti_{0,17}Al_{0,83}N$ на подложке из WC—Co имеет твердость 46,5 ГПа.

Покрытия из нитрида бора могут иметь высокую твердость (8000 HV) и износостойкость, высокую термическую и химическую стабильность (химические реакции не идут при температуре 1473 К с материалами, в составе которых есть железо), хорошую теплопроводность, низкий коэффициент трения, они хорошо работают при

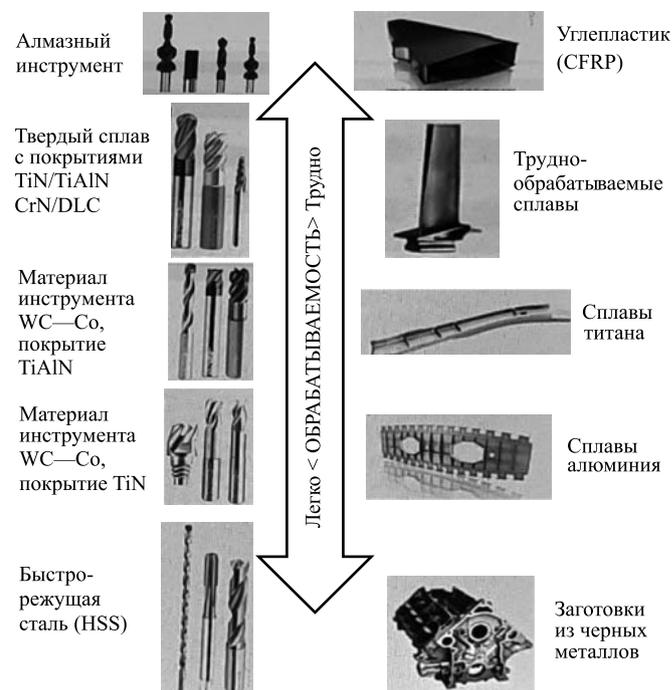


Рис. 2. Материалы инструмента и покрытий для обработки легко- и труднообрабатываемых материалов

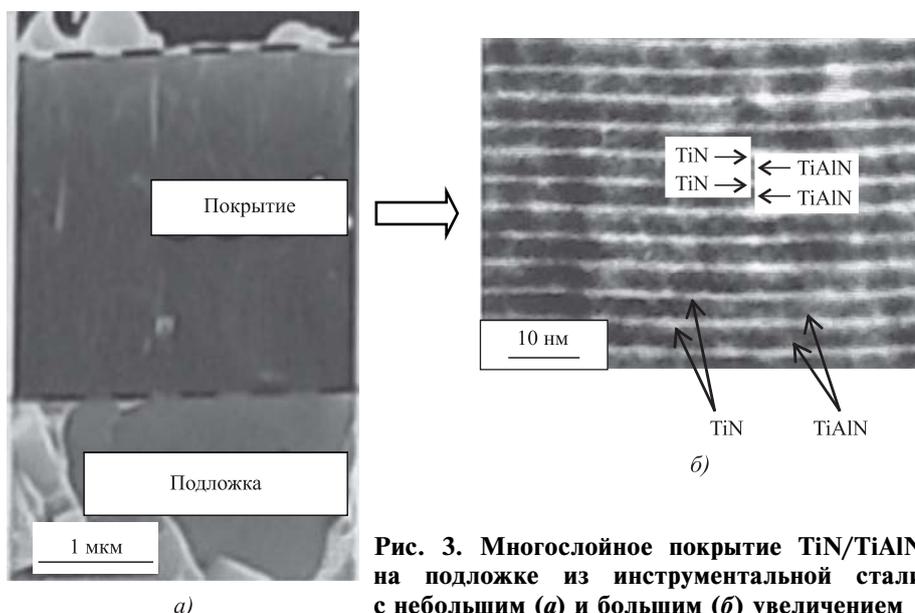


Рис. 3. Многослойное покрытие TiN/TiAlN на подложке из инструментальной стали с небольшим (а) и большим (б) увеличением

резании сталей и используются в дополнение к алмазному инструменту.

Покрытие из кубического нитрида бора cBN (рис. 4) на сменной твердосплавной пластине из WC—Co с алмазным промежуточным слоем на-

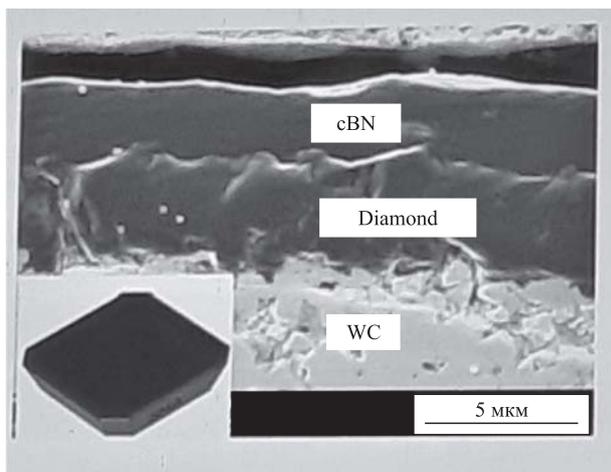


Рис. 4. Разрез покрытия из кубического нитрида бора cBN на сменной пластине из WC с промежуточным алмазным (Diamond) слоем

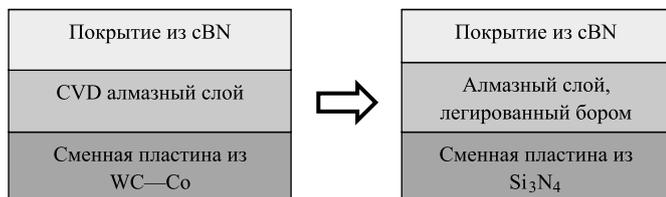


Рис. 5. Схема покрытий из кубического нитрида бора cBN на сменной пластине из различных материалов с алмазным промежуточным слоем

носится в три стадии: удаление Co из поверхностного слоя WC — нанесение алмазного покрытия методом CVD — нанесение покрытия из кубического нитрида бора методом CVD. Высокая температура подложки во время нанесения cBN вызывает диффузию кобальта из объема WC к поверхности, разрушая границу раздела WC—алмазный слой. Покрытие имеет близкие температурные коэффициенты линейного расширения: $\alpha_{\text{Si}_3\text{N}_4} = 2,11 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; $\alpha_{\text{алмаз}} = 0,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; $\alpha_{\text{WC}} = 4,11 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Применение в качестве сменной пластины нитрида кремния (рис. 5) позволяет избежать

диффузии каких-либо химических элементов в легированный бором алмазный слой при высокой температуре CVD-процесса. Легированный бором алмазный слой служит промежуточным слоем в покрытии, у которого наружный слой из cBN получен с помощью эпитаксиального роста (т.е. имеет структуру, близкую к монокристаллической).

Микроструктура, механические свойства, фрикционные и износные характеристики покрытия показали отличную износостойкость. Режущий инструмент с cBN-покрытием имеет малый коэффициент трения, низкую температуру в зоне резания, высокую твердость и теплопроводность, большой срок службы. Доминирующим видом износа инструмента с cBN-покрытием был кратер на передней грани резца и фаска на задней грани, механизм износа — абразивный и диффузионный.

Исследования показали, что интенсивность изнашивания профиля зуба сменных пластин из Si₃N₄ и WC—Co составляет 0,006 и 0,005 мм/м соответственно, при нанесении на них покрытий из TiAlN — 0,003 мм/м, покрытий с MCD-структурой — 0,00087 мм/м, с NCD-структурой — 0,0006 мм/м, покрытий из DLC — 0,00046 мм/м.

Легированное бором алмазное покрытие (BDD — Boron Doped Diamond) с микро- и нанокристаллической и ультрананокристаллической (UNCD) структурой может использоваться как самостоятельное упрочняющее покрытие на инструменте. Алмазное покрытие, нанесенное методом горячей нити HF CVD (Hot Filament CVD), имеет большой спрос на рынке, так как может изготавливаться в режиме массового производства.

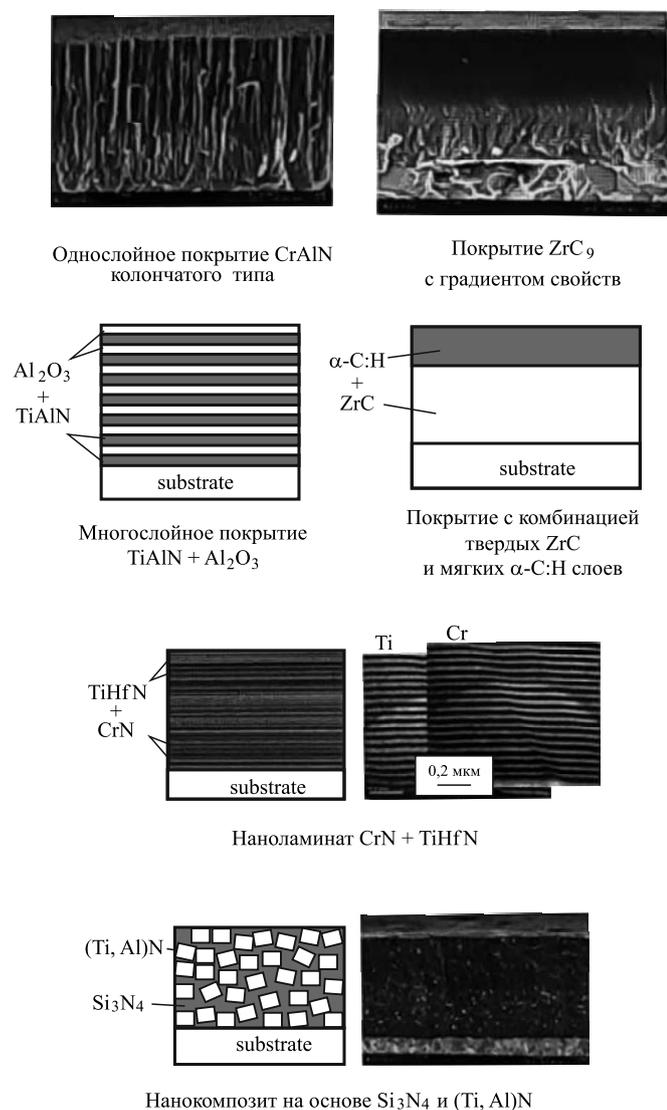


Рис. 6. Материалы и структура PVD-покрытий

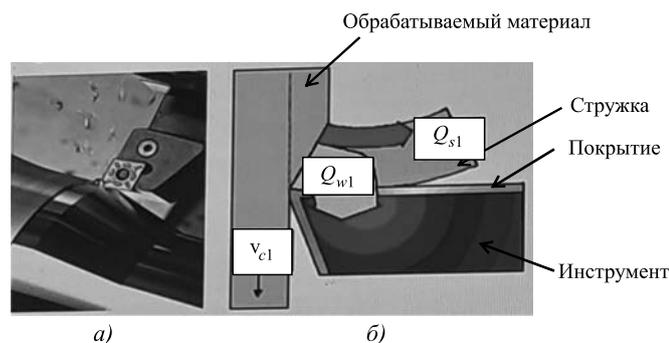


Рис. 7. Фотография (а) и схема (б) обработки резанием

Наноструктурированные PVD-покрытия из различных материалов и с различной структурой на инструменте представлены на рис. 6.

Кроме приведенных на рис. 6 материалов и покрытий на инструмент наносятся также сложные

нанокристаллические покрытия типа $TiAlN + t-ZrO_2$, $TiAlN + \gamma-Al_2O_3$, $TiCrAlSiN$ и $CrAlON$.

Упрочняющие покрытия на инструменте выдерживают сложные и напряженные условия обработки, включая высокую температуру и большие нагрузки: работа сил резания расходуется на снятие стружки со скоростью v_{c1} и ее нагрев Q_{s1} , покрытие вместе с материалом инструмента подвергается сильному тепловому воздействию Q_{w1} (рис. 7).

Большое распространение получили упрочняющие покрытия на инструменте, промежуточный слой которых нанесен методом PVD, а внешний слой — методом CVD (рис. 8). Изображения сколов покрытий получены с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ).

В одном из докладов было отмечено, что самую высокую твердость и самую низкую трещиностойкость имеют такие инструментальные материалы, как синтетический алмаз и спеченный кубический нитрид бора cBN; среднюю твердость и среднюю трещиностойкость имеют Al_2O_3 , Si_3N_4 , Ti—C—N металлокерамика, WC/Co металлокерамика; самую низкую твердость и самую высокую трещиностойкость имеет быстрорежущая сталь.

Для сверления и фрезерования широко применяются твердые DLC-покрытия, обладающие высокой твердостью (до 50 ГПа) и низким коэффициентом трения (менее 0,02). Для грубой обработки на режущий инструмент наносят высокоэнтропийные оксиды, нитриды и карбиды с высокой твердостью (до 60 ГПа) и экстремально высокой сопротивляемостью к окислению (до 2273 К).

Комбинированная обработка, включающая импульсное ионно-лучевое воздействие на режущий инструмент из WC и последующее осаждение износостойкого покрытия, повышает адгезию покрытия и, соответственно, стойкость инструмента. Высокоинтенсивная ионная обработка позволяет изменять микроструктуру поверхностного слоя твердого сплава на глубину до 100 мкм, а последующее нанесение твердого (алмазного) покрытия с высокой теплопроводностью и твердостью очень перспективно для упрочнения карбидного инструмента. Поликристаллическое алмазное покрытие на фрезах и сверлах из WC + Co (до 10 % Co) наносится методом горячей нити и методом аномального плазменного разряда.

Ионно-лучевое воздействие проводится методом высокоинтенсивного импульсного ионного пучка — HIPIB (High-intensity Pulsed Ion Beam) и обеспечивает повышение адгезии покрытия, которое во многом зависит от качества очистки поверхности и ее модификации, а также от изменения

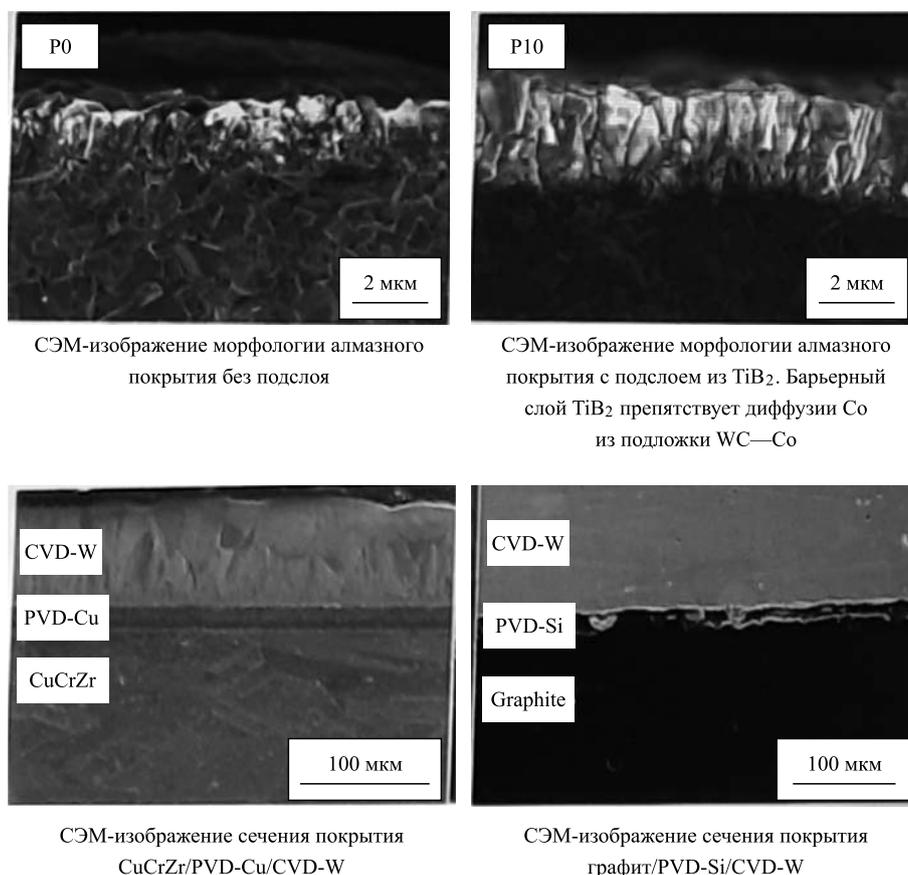


Рис. 8. Упрочняющие покрытия на инструменте с PVD промежуточным слоем и CVD внешним слоем

условий роста покрытия за счет изменения фазового состава поверхностного слоя под действием ионного пучка. Кроме того, повышение адгезии покрытия связано с увеличением нагрузочной способности поверхности за счет повышения микротвердости и эластичности поверхностных слоев одновременно — высокоинтенсивный импульсный ионный пучок влияет на развитие границ зерен.

Износостойкость твердосплавных пластин после НИРВ-облучения, а также после НИРВ-облучения и термического отжига повышается более чем в 3 раза по сравнению с необработанными пластинами. Эта технология была апробирована при обработке железнодорожных колес инструментом из твердых сплавов (WC, TiC, Co).

Большой интерес представляет нанесение упрочняющих покрытий на малоразмерный инструмент, в частности, на сверла для получения отверстий диаметром 0,1 мм и менее на печатных платах. Были приведены результаты испытания покрытия WN_x на микросверлах диаметрами 0,3 и 0,15 мм: после сверления 800 отверстий износ инструмента составил менее 11 %, шероховатость стенок отверстий оказалась на 50...60 % меньше, чем при сверлении твердосплавным сверлом без покрытия.

Несколько докладов было посвящено проблеме стандартизации покрытий на инструменте. Отсутствие стандартов, квалифицирующих состав, структуру и свойства покрытий, ограничивает дальнейшее развитие многокомпонентных PVD твердых покрытий, таких, например, как TiCN, TiAlN, TiAlCrN, AlCrN, AlCrTiSiN, которые имеют хорошую адгезию, высокую твердость и износостойкость. Поэтому был разработан первый PVD ISO стандарт ISO 2187, а состав, структура и свойства PVD многослойных твердых покрытий регламентирует ISO 21874.

Измерение толщины PVD многослойных твердых покрытий методом вдавливания вращающегося шарика необходимо проводить в соответствии с ISO 26423. Для прецизионного измерения толщины металлического (токопроводящего) покрытия рекомендуется использовать электронную микроскопию (сканирующую СЭМ и просвечивающую ПЭМ) в соответствии с ISO 9220, причем ТЭМ предпочтительнее для измерения толщины слоев многослойного покрытия. В случае керамических и металлокерамических покрытий образцы должны быть разломаны и сечение отшлифовано.

Измерение твердости покрытий проводится методами наноиндентирования (параметр шероховатости поверхности Ra должен быть менее 0,1 мкм) и статическим индентированием (методами Виккерса и Кнупа), поверхность должна быть отшлифована, при этом точность измерения зависит от формы индентора и метода вычисления. Используются два типа инденторов: с квадратной формой сечения алмазной пирамиды в методе Виккерса и с узкой ромбической формой сечения алмазной пирамиды в методе Кнупа. При определении твердости многослойных покрытий методом Кнупа необходимо выбирать глубину вдавливания пирамиды меньше, чем при измерении твердости методом Виккерса, при одинаковой нагрузке на индентор. При этом минимальная толщина покрытия при методе Кнупа составляет 2 мкм, а при методе Виккерса — 4 мкм. Нагрузка на индентор должна соответствовать ISO 4545-1 и ISO 6507-1.

Трение и износ многослойных покрытий при небольших толщинах исследуются с помощью метода "шарик—диск" (BOD — ball-on-disk) согласно ISO 20808 как при комнатной, так и при повышенной температуре. Твердость контртела должна быть достаточной для появления следа износа покрытия (рекомендуемый диаметр шарика составляет 6 мм). Согласно стандарту, нагрузка 1, 5 или 10 Н выбирается в зависимости от толщины и твердости покрытия, скорость скольжения составляет 0,1 м/с, диаметр окружности скольжения должен быть не менее 3 мм, а путь трения от 180 до 720 м.

ISO/TC107/SC регламентируются вакуумные методы нанесения и свойства PVD нанокompозитных и многослойных покрытий на основе CrAlN , TiAlN , TiCN , MeN/SiN , TiB_2 , ZrB_2 и т.д. Применение режущего инструмента с покрытием для высокоскоростного фрезерования графита по ISO-63 ограничивается следующими режимами резания:

частота вращения шпинделя $n = 14\,324 \text{ мин}^{-1}$, скорость резания $v_c = 180 \text{ м/мин}$.

Ниже приведены стандарты по методам исследования покрытий и качества подготовки поверхности перед нанесением:

ISO/TC17/SC 7 Методы тестирования, кроме механических и химических;

ISO/TC39/SC 2 Условия тестирования для режущего инструмента по металлу;

ISO/TC156 Коррозия металлов и сплавов;

ISO/TC164/SC 3 Измерение твердости;

ISO/TC164/SC 4 Измерение усталости, вязкости и прочности.

Заключение

По результатам конференции можно сделать вывод о том, что исследования упрочняющих покрытий на инструменте по-прежнему актуальны во всем мире.

Анализ развития технологических процессов нанесения упрочняющих покрытий на инструмент показал устойчивую тенденцию использования многослойных и многокомпонентных наноструктурированных покрытий, нанесенных методами PVD, CVD и их комбинацией.

Алмаз, алмазоподобный углерод и кубический нитрид бора, а также ставшие уже классическими нитриды титана в сочетании с другими металлами, кремнием и углеродом были представлены в нескольких докладах конференции.

Большое многообразие упрочняющих материалов, методов их нанесения на режущий инструмент, технологического и аналитического оборудования для изготовления покрытий и измерения их характеристик осложняет получение покрытий с воспроизводимыми показателями качества. Это послужило одной из причин появления международных стандартов, регламентирующих состав, структуру и свойства упрочняющих покрытий на инструменте.

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 *Копова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 05.03.2020 г. Подписано в печать 30.04.2020 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru