ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 11 (143)
ноябрь
2016

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

Быбин А.А., Невьянцева Р.Р. Изучение влияния эксплуатационной наработки на состояние защитного покрытия во внутренней полости рабочих лопаток турбины облегченной конструкции 3

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Бирюков В.П., Фишков А.А., Татаркин Д.Ю., Хриптович Е.В., Быковский Д.П., Петровский В.Н. Повышение ресурса работы деталей машин по критерию абразивной износостойкости лазерной наплавкой 8

Гаврилов Н.В., Емлин Д.Р., Третников П.В.,. Измайлова Н.Ф., Насыров В.Ф., Уткин А.Ю. Опыт эксплуатации источника мощного (5 кВт) ионного пучка с большим поперечным сечением 13

Югов В.И., Афанасьева Л.Е., Новоселова М.В. Особенности формирования структуры и микрогеометрии поверхности лазерных наплавок с использованием многоканального CO_2-лазера 19

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Панарин А.В., Семенычев В.В. Пиролитическое хромирование внутренних поверхностей трубчатых образцов 23

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Еремина А.С. Обеспечение упрочняющего и отделочного эффектов на этапах плазменно-электролитной цементации и ультразвукового пластического деформирования 27

Панков В.П. Исследование способов удаления покрытий с лопаток турбин газотурбинных двигателей 32

УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Галиновский А.Л., Моисеев В.А., Проваторов А.С., Осипков А.С., Яковлев Г.И. Разработка ультраструйной технологии получения суспензий с углеродными нанотрубками 37

Полещенко К.Н., Худякова О.Д. Фреттингостойкость наноструктурных топокомпозитов на титановой основе 44

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

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2016

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 11 (143)
November
2016

Since 2005, January

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

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

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

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

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

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

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159,** "Pressa Rossii" **39269,** "Pochta Rossii" **60252)** or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Bybin A.A., Nevyantseva R.R. Study of influence of working life on the state of protective coatings in the inner cavity of rotor blades turbine lightweight design.....3

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Biryukov V.P., Fishkov A.A., Tatarkin D.Yu., Hreptovich E.V., Bykovsky D.P., Petrovsky V.N. The increased service life of machine parts according to the criterion of abrasive wear resistance with laser cladding 8

Gavrilov N.V., Emlin D.R., Tretnikov P.V., Izmailova N.F., Nasyrov V.F., Utkin A. Yu. The operating experience of a source of the high-power (5 kW) broad ion beam with large cross-section 13

Yugov V.I., Afanasieva L.E., Novoselova M.V. Peculiarities of structure formation and surface microgeometry of laser cladding with the use of multichannel CO_2 laser 19

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Panarin A.V., Semenychev V.V. Pyrolytic chrome plating the inner surfaces of tubular samples 23

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Eremina A.S. Provide hardening and finishing effects on stages plasma electrolyte cementation and ultrasonic plastic deformation 27

Pankov V.P. Research methods for removing coatings for turbines blades of gas-turbine engines 32

STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

Galinovsky A.L., Moiseev V.A., Osipkov A.S., Provatorov A.S., Yakovlev G.I. Development of ultrajet technology of receiving suspensions with carbon nanotubes 37

Poleschenko K.N., Khudyakova O.D. Fretting resistance of nanostructural titanium-based topocomposites 44

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

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

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2016

УДК 621.793.6

А.А. Быбин, Р.Р. Невьянцева
(Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа)
E-mail: anbybin@yandex.ru

Изучение влияния эксплуатационной наработки на состояние защитного покрытия во внутренней полости рабочих лопаток турбины облегченной конструкции

Рассмотрено постэксплуатационное состояние алюминидных покрытий во внутренней полости лопаток турбины из сплавов ЗМИ-3У и IN738LC. Показано, что с увеличением наработки структурно-фазовый состав покрытия претерпевает существенные изменения, связанные с деградацией защитного слоя. Установлено, что при нарушении технологических регламентов нанесения алюминидного покрытия на лопатках в их внутренней полости возможно формирование покрытия с завышенной толщиной, что в процессе работы отрицательно влияет на работоспособность деталей из-за образования хрупких трещин. Выявлено, что на лопатках без защитного покрытия во внутренней полости интенсивно протекают коррозионные процессы самого никелевого сплава, что вызывает уменьшение конструкционной прочности деталей.

Ключевые слова: *рабочая лопатка турбины, внутренняя полость, защитное покрытие, постэксплуатационное состояние.*

The post operational status aluminide coatings in the inner cavity of the turbine blade alloys ЗМИ-3У and IN738LC was considered. It is shown that with increasing working life of structurally-phase composition of the coating is undergoing significant changes due to the degradation of the protective layer. It found that by applying the process procedures violation aluminide coating on the blades in their inner cavity may be formed with a high thickness coating, in the course of use that adversely affects the performance of parts due to the formation of brittle cracks. It was revealed that on the blades without the protective coating in the inner cavity intense flow of corrosion processes of the nickel alloy, which causes a reduction in the structural strength of parts.

Keywords: *rotor blade of the turbine, inner cavity, protective coating, post operational status.*

Введение

В газовых турбинах наземного применения для снижения массы рабочих лопаток конструктивно предусматривается наличие внутренней полости, в которую не подается поток охлаждающего воздуха. Поверхность внутренней полости подвержена воздействию агрессивной среды, вызывающей деградацию поверхностного слоя и уменьшение толщины рабочего сечения стенки лопатки. Для обеспечения ресурса детали с внутренней полостью на ее поверхность различными способами наносят алюминидные покрытия [1].

В процессе эксплуатации алюминидные покрытия теряют свои защитные свойства и с определенного момента наработки не способны обеспечивать требуемую работоспособность лопаток. В силу того, что внутренняя полость является практически закрытым конструктивным элементом лопатки, оценка необходимости проведения ремонта отработавшего покрытия в настоящее время является трудноразрешимой задачей. В связи с этим весьма актуальным становится изучение состояния покрытия во внутренней полости в зависимости от наработки лопаток в составе изделия.

Методика проведения эксперимента

Исследования выполняли с использованием рабочих лопаток турбины высокого давления газоперекачивающих агрегатов (ГПА) типов ГТК-25И и ГТК-10И. Лопатки для данных агрегатов изготавливаются из жаропрочных никелевых сплавов ЗМИ-3У и IN738LC. На указанных рабочих лопатках внутренняя полость выполнена в виде непроточной области, открытой только со стороны радиального зазора между роторной и статорной частями турбины. На поверхность внутренней полости в соответствии с требованиями

конструкторской документации наносится защитное жаростойкое покрытие алюминидного типа. В процессе эксплуатации в полость попадает газовоздушная смесь, состав которой оказывает высокотемпературное коррозионное воздействие на материал покрытия.

Для изучения постэксплуатационного состояния защитного покрытия использовали лопатки отечественного и импортного производства с наработкой в составе ГПА до 100 тыс. ч. Исследование состояния покрытия проводили на поперечных шлифах, вырезанных из пера лопаток на различном расстоянии от их верхнего торца. Металлографический анализ выполняли на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV. Химический состав покрытий определяли с помощью микрорентгеноспектрального анализа на энергодисперсионном анализаторе Microtrace Series II (NORAN).

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 показано изменение толщины алюминидного покрытия в процессе работы лопаток из сплавов ЗМИ-3У и IN738LC. Для построения указанной зависимости толщину покрытия измеряли на поперечных шлифах, вырезанных из пера со стороны входной кромки на расстоянии 40...50 мм от верхнего торца. Анализ данных показывает, что толщина покрытия во внутренней полости рабочих лопаток в процессе работы не является постоянной величиной. Математическая обработка экспериментальных данных показала, что для изучаемых сплавов тренд изменения толщины алюминидного покрытия показывает сначала увеличение, а затем уменьшение этой величины.

Установлено, что на лопатках из сплава ЗМИ-3У возрастание толщины покрытия свыше нормируемых значений имеет место при наработках до 40 тыс. ч, после чего наблюдается ее уменьшение вплоть до значений ниже нормируемых. Аналогичную тенденцию обнаруживает покрытие и на лопатках из сплава IN738LC с той разницей, что рост толщины наблюдается при времени эксплуатации до 60 тыс. ч, а снижение толщины слоя ниже нормируемых значений происходит при наработках более 90 тыс. ч.

Как указывается в работе [2], наличие максимума на трендах связано с одновременным протеканием диффузионного и окислительного процессов.

Диффузионный процесс протекает между алюминидным покрытием и поверхностным слоем подложки. В ходе этого процесса превалирует диффузия никеля из сплава в покрытие, благодаря чему фаза β-NiAl в покрытии постепенно превращается в фазу γ'-Ni_3Al по реакции

$$\beta\text{-NiAl} + 2\text{Ni} = \gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}.$$

Согласно данным работы [3] указанная реакция сопровождается увеличением толщины покрытия и уменьшением в нем концентрации алюминия, о чем свидетельствуют и результаты микрорентгеноспектрального анализа исследуемых покрытий в различные временные срезы. Из приведенных на рис. 2, *а* данных видно, что концентрация алюминия в покрытии с увеличением наработки монотонно снижается практически по линейной зависимости. Об уменьшении доли фазы β-NiAl в алюминидном покрытии и о соответствующем увеличении доли фазы γ'-Ni_3Al свидетельствуют и результаты металлографического анализа поперечных шлифов. Установлено, что начиная с некоторых значений наработки по границам зерен внешней зоны покрытия наблюдается формирование сплош-

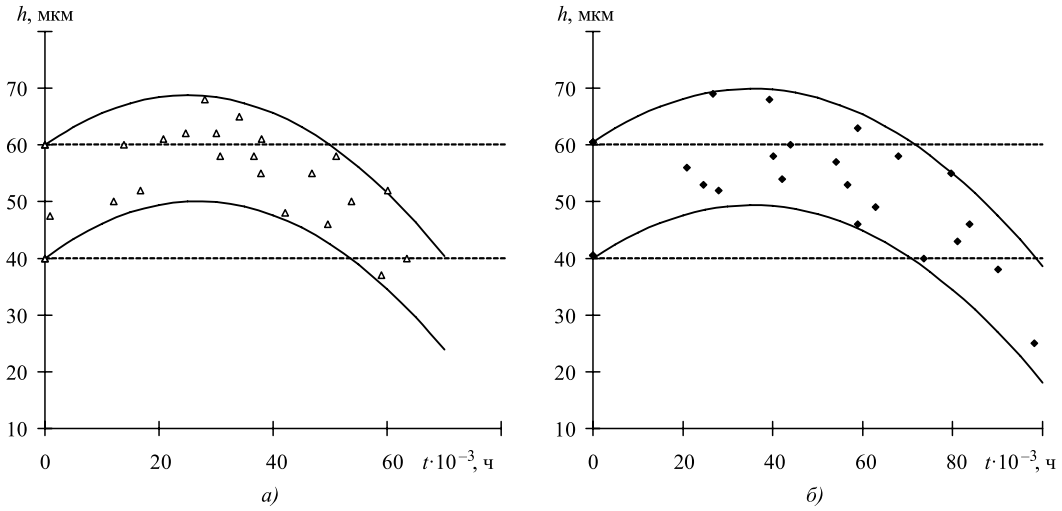


Рис. 1. Зависимость толщины защитного покрытия на поверхности внутренней полости от наработки рабочих лопаток из сплавов ЗМИ-3У (*а*) и IN738LC (*б*). Штриховыми линиями указана минимальная и максимальная нормируемая толщина алюминидного покрытия

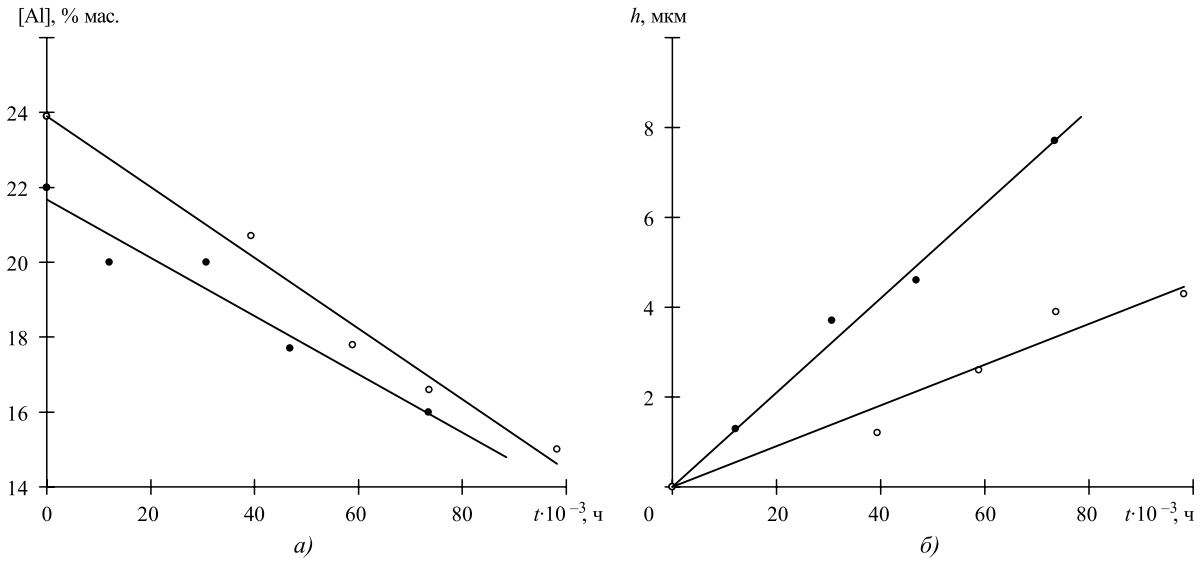


Рис. 2. Зависимость содержания алюминия в покрытии (*а*) и толщины оксидного слоя (*б*) на его поверхности от наработки лопаток из сплавов ЗМИ-3У (•) и IN738LC (○)

ной оторочки, представляющей собой интерметаллид γ'-Ni_3Al (рис. 3). Кроме того, при больших наработках в зернах внешней зоны покрытия образуются игольчатые выделения фазы γ'-Ni_3Al, а по границе внешней и внутренней зон покрытия формируются грубые наросты указанной фазы, ориентированные по нормали.

Окислительный процесс сопровождается образованием на поверхности покрытия оксидной пленки, преимущественно из оксида Al_2O_3. Такая пленка способна защищать покрытие от проникновения кислорода и других агрессивных компонентов при условии, что толщина пленки неизменна, а она сама обладает достаточной прочностью адгезии с подложкой. Однако в процессе работы толщина оксидной пленки постоянно увеличивается и, как показано на рис. 2, *б*, скорость ее роста подчиняется линейной зависимости. В моменты времени, когда во внутреннюю полость поступает очередная порция газовоздушной смеси, оксидная пленка скалывается, а на освободившейся площади формируется новый оксидный слой, на образование которого расходуется алюминий из покрытия. Периодическое возобновление оксидного слоя также способствует уменьшению концентрации алюминия в покрытии, что в целом только усиливает окислительный процесс.

Таким образом, если в начале эксплуатации в покрытии с достаточным запасом алюминия более интенсивно протекают процессы диффузионного взаимодействия покрытия с подложкой, обусловливающие рост его толщины и снижение запаса алюминия, то со временем ускоряются окислительные процессы, вызывающие снижение не только толщины покрытия, но и его долговечности, что является нежелательным.

В отечественной практике производства лопаток турбин в соответствии с конструкторской документа-

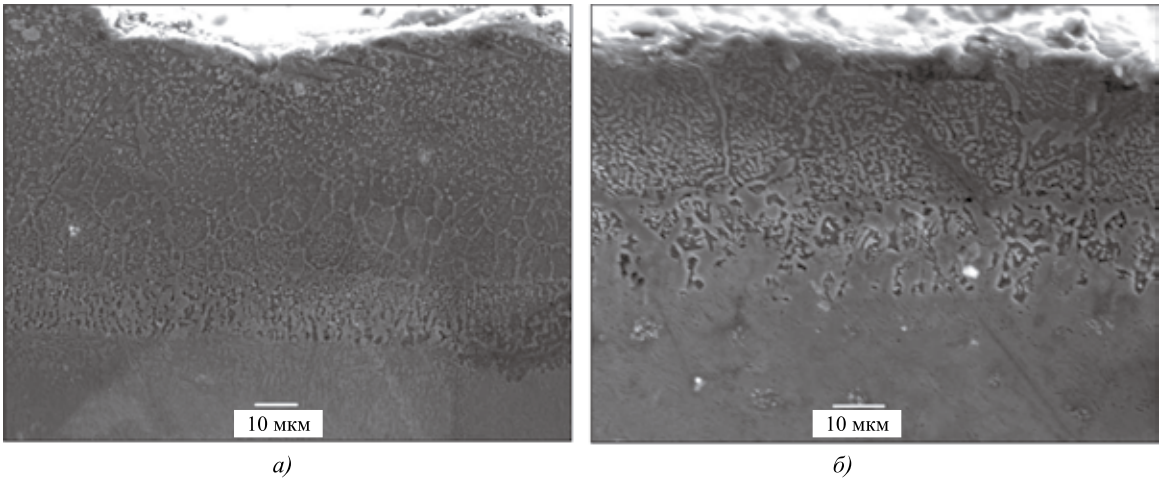


Рис. 3. Микроструктура алюминидного покрытия во внутренней полости лопаток из сплавов ЗМИ-3У (*а*) и IN738LC (*б*) при наработке 46,8 и 76,3 тыс. ч соответственно

цией толщину алюминидного покрытия рекомендуется выдерживать от 40 до 60 мкм. Однако при изучении состояния покрытия во внутренней полости лопаток из сплава ЗМИ-3У с различной наработкой было установлено, что на одной трети от числа проанализированных комплектов деталей наблюдается сильное увеличение толщины покрытия, значения которой отличаются от нормируемых более чем на порядок и в ряде случаев достигают ~ 140 мкм. Причина такого увеличения толщины покрытия на лопатках с наработкой не может быть объяснена только диффузионными и окислительными процессами. Результаты анализа причин такого ее роста на деталях, имеющих наработку, показали, что данный факт связан с осаждением более толстого слоя шликера при создании покрытия на поверхностях внутренней полости, что является следствием нарушения требований конструкторско-технологической документации.

Изучение влияния наработки на поведение покрытия с сильно завышенной толщиной защитного слоя показало, что ее значения с ростом наработки уменьшаются. Однако даже при больших наработках средний уровень толщины покрытия двукратно превышен по сравнению с обычными лопатками, отвечающими нормативным требованиям. Теоретически лопатки с завышенной толщиной алюминидного покрытия должны обладать большей работоспособностью, так как содержат больший запас алюминия и, следовательно, способны более длительное время обеспечивать защиту сплава. Действительно, как показывают результаты микрорентгеноспектрального анализа, при различной наработке концентрация алюминия на лопатках с завышенной толщиной покрытия во внутренней полости в 1,2...1,3 раза больше, чем в покрытии на обычных лопатках. Однако, как показано в работах [2, 3], алюминидные покрытия увеличенной толщины обладают повышенной хрупкостью и склонны к растрескиванию. Металлографический анализ алюминидных покрытий подтвердил наличие в них трещин, распространяющихся на всю глубину защитного слоя (рис. 4). Трещины в таких покрытиях наблюдались при различной наработке, причем момент их образования не зависел от наработки лопаток. При металлографическом анализе поперечных шлифов из обычных лопаток с различной наработкой, толщина алюминидных покрытий на которых соответствовала нормируемым значениям, трещин обнаружено не было. Согласно работе [2] образование трещин обусловлено тем, что при эксплуатации уровень действующих деформаций в алюминидных покрытиях увеличенной толщины может оказаться выше допустимого, что вызовет их разрушение.

Рабочие лопатки турбины с агрегатов ГТК-25И и ГТК-10И конструктивно могут изготавливаться и без покрытия во внутренней полости. При металлографическом анализе таких лопаток были выявлены повреждения поверхностного слоя полости высокотемпературной коррозией. На рис. 5 видно, что структура поврежденного слоя неоднородна по толщине. В нижней части слоя наблюдаются полное растворение упрочняющей фазы γ'-Ni_3Al и обеднение легирующими элементами, а в верхней — коррозионное растрескивание обедненного слоя.

Изучение микроструктуры поверхности внутренней полости, поврежденной высокотемпературной коррозией, позволило построить зависимость глубины коррозионного слоя от наработки лопаток. Установлено, что с увеличением длительности эксплуатации глубина коррозии увеличивается по линейной зависимости вида $y = kx$. Числовое значение коэффициента k зависит от марки материала, из которого изготовлены лопатки; типа алюминидного покрытия; уровня температур, действующих на лопатку; объема газовоз-

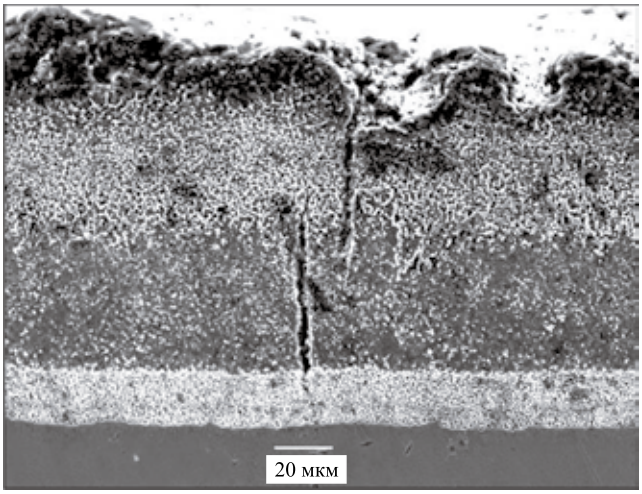


Рис. 4. Вид трещин в алюминидном покрытии на лопатке из сплава ЗМИ-3У с завышенной толщиной защитного слоя во внутренней полости (наработка ~ 28 тыс. ч)

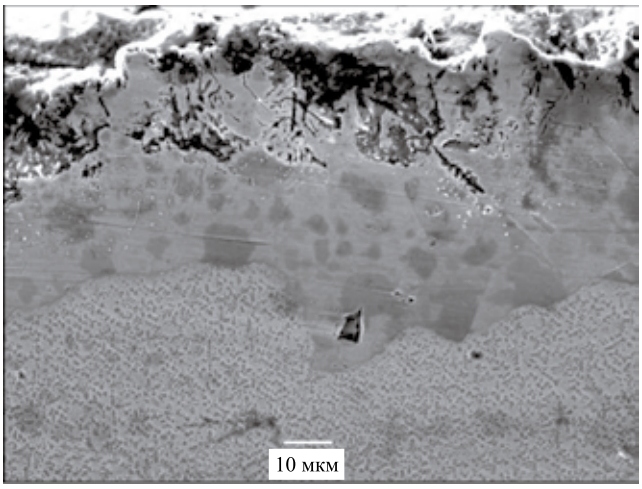


Рис. 5. Вид поверхности внутренней полости рабочей лопатки из сплава ЗМИ-3У при отсутствии покрытия (наработка 34,2 тыс. ч)

душной смеси, попадающей во внутреннюю полость. Обработка экспериментальных данных показала, что коэффициент k для сплава ЗМИ-3У в 2 раза больше, чем для сплава IN738LC. Такие различия обусловлены тем, что отечественный сплав ЗМИ-3У при отсутствии защитного покрытия во внутренней полости сильнее подвержен коррозионному повреждению, чем импортный сплав IN738LC, что обусловлено природой и концентрацией легирующих элементов в сплаве IN738LC. Глубина повреждения материала лопатки во внутренней полости различна и по ее высоте: сплав без защитного покрытия более поврежден в верхней части полости, чем в нижней. Такая закономерность свойственна обоим исследованным материалам и обусловлена конструктивными особенностями строения внутренней полости и уровнем температур, действующих на лопатку при ее эксплуатации в составе ГПА.

Заключение

При ремонте рабочих лопаток турбины облегченной конструкции необходимо учитывать состояние алюминидного покрытия и поверхностного слоя никелевого сплава во внутренней полости деталей при различной наработке. Принимая во внимание нестабильность толщины покрытия в ходе эксплуатации лопаток из сплавов ЗМИ-3У и IN738LC, при наработках выше 20...25 тыс. ч покрытие во внутренней полости необходимо удалять, а на освобожденную поверхность наносить новый защитный слой. При наработках, не превышающих указанных значений, покрытие обладает достаточной работоспособностью и при ремонте не требует каких-либо восстановительных работ. В случае когда толщина алюминидного покрытия во внутренней полости после определенной наработки в 2...3 раза превышает нормируемые значения, покрытие подлежит удалению, так как велика вероятность образования хрупких трещин. При наличии трещин в покрытии, а также при их проникновении в защищаемый сплав комплект лопаток должен быть забракован. В случае отсутствия покрытия во внутренней полости при выполнении ремонтных работ необходимо удалить дефектный слой, содержащий продукты высокотемпературной коррозии, и нанести защитное покрытие алюминидного типа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н., Мубояджян С.А.** Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 60—71.

2. **Абраимов Н.В., Елисеев Ю.С.** Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов. М.: Интермет Инжиниринг, 2001. 622 с.

3. **Коломыцев П.Т.** Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1991. 239 с.

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ
СПРАВОЧНИК
Осинцев О.Е., Федоров В.Н.
2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.
ISBN 978-5-9907638-3-8

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

УДК 621.791.92.

В.П. Бирюков, А.А. Фишков *(Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН), г. Москва)*,
Д.Ю. Татаркин, Е.В. Хриптович *(ООО НТО "ИРЭ-Полюс", г. Москва)*,
Д.П. Быковский, В.Н. Петровский *(Национальный исследовательский ядерный унеерситет "МИФИ", г. Москва)*,
E-mail: Laser-52@yandex.ru

Повышение ресурса работы деталей машин по критерию абразивной износостойкости лазерной наплавкой

Приведены результаты металлографических исследований и лабораторных сравнительных испытаний на абразивное изнашивание по схеме Бринелля—Хаворта наплавленных порошковых покрытий на никелевой основе и инструментальной стали ПР-10Р6М5 с добавками порошка 44712 на основе карбида вольфрама. Показано, что при твердости наплавленных слоев 58...61 HRC износостойкость покрытий на никелевой основе выше, чем стали 40Х в нормализованном и улучшенном состоянии в 10 и 4,6 раза соответственно. Абразивная износостойкость композиционного покрытия с карбидом вольфрама в 28 и 9 раз выше, чем стали Ст3 и наплавленного покрытия порошком ПР-10Р6М5 соответственно.

Ключевые слова: *наплавка волоконным лазером, микротвердость, абразивный износ.*

The paper presents the results of metallographic studies and laboratory comparative tests on abrasion, according to the scheme Brinell—Haworth weld powder coatings on Nickel-based and tool steel PR-10P6M5 with additives of powder 44712 on the basis of tungsten carbide. It is shown that when the hardness of the deposited layers 58...61 HRC wear resistance coatings on Nickel-based higher than 40X steel in the normalized and enhanced in 10 and 4.6 times, respectively. Abrasive wear resistance of composite coating with tungsten carbide 28 and 9 times higher than that of steel 3 and the deposited coating of powder PR-10P6M5 respectively.

Keywords: *fiber laser cladding, microhardness, abrasive wear.*

Введение

Для повышения ресурса работы изделий применяют различные методы наплавки. Исследования по определению износостойкости наплавленных слоев, полученных электромагнитной наплавкой, показывают, что отсутствие карбидных фаз резко снижает износостойкость покрытий из ферротитана [1]. При электродуговой наплавке в условиях гидроабразивного изнашивания следует отдавать предпочтение наплавленным покрытиям с карбидными фазами, обладающими большей износостойкостью по сравнению с мартенситно-аустенитными структурами [2]. Проведенные исследования никелевых покрытий с твердостью 38...42 HRC без карбидных фаз, полученных лазерной наплавкой с помощью газовых и волоконных лазеров, показывают повышение износостойкости в 2 раза [3, 4].

Наплавленный слой не должен содержать дефектов (пор, раковин, трещин) и иметь хорошую прочность сцепления наплавленного слоя с основой. Возможные способы подачи присадочных материалов в зону лазерной наплавки можно разделить на две основные группы [5]: предварительное нанесение присадочных материалов на обрабатываемую поверхность и подача присадочных материалов непосредственно в зону обработки одновременно с воздействием лазерного излучения. Способ предварительного нанесения покрытий с помощью шликерных обмазок отличается большим КПД благодаря высокой поглощательной способности, обусловленной наличием связующего вещества и высоким коэффициентом использования присадочного материала. Применение шликерного покрытия подразумевает проведение операции предварительного нанесения присадочного материала, которая обычно не механизирована и выполняется с использованием шпателя или других инструментов вручную. Более распространенным способом подачи присадочного материала является его принудительная подача непосредственно в ванну расплава материала основы. Этот способ позволяет автоматизировать процесс лазерной наплавки.

Лазерная наплавка изделий для горно-добывающей промышленности, в частности бурового инструмента, проводится серийными и композиционными порошковыми материалами, содержащими мягкую матрицу и твердые карбидные включения, обеспечивающие повышение стойкости к абразивному изнашиванию покрытий [6, 7]. Среди композитов на металлической основе хорошо зарекомендовал себя в качестве твердой фазы карбид вольфрама [8], обладающий большой растворимостью в стальной матрице и некоторой долей пластичности по сравнению с другими карбидами. В качестве связующей фазы предпочтительно использовать сталь Р6М5, отличающуюся высокой теплостойкостью и износостойкостью.

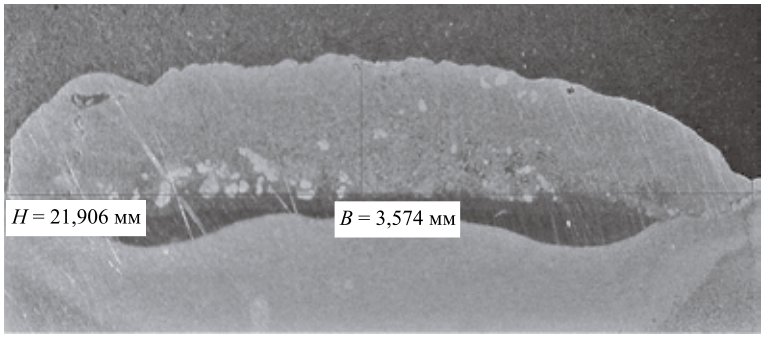


Рис. 1. Микрошлиф единичной дорожки, наплавленной за один проход, ×7:
A — ширина наплавленного слоя; *B* — высота наплавленного слоя

Цели работы — разработка технологии лазерной наплавки покрытий толщиной 3...5 мм при ширине слоя до 30 мм, композиционных покрытий с высотой валиков 0,5...0,85 мм и оптимизация режимов обработки для повышения абразивной износостойкости наплавленных слоев.

Методы проведения исследований

Для экспериментов по отработке технологии покрытий с толщиной слоя 3...5 мм использовали универсальное оборудование ООО НТО "ИРЭ-Полюс", содержащее волоконный лазер ЛС-5, робот КУКА, оптическую головку фирмы PRECITEC и технологический стол. В качестве наплавочных материалов выбрали порошки на никелевой основе фирмы "Хёгенас" (Швеция) и ОАО "ПОЛЕМА" (г. Тула). Размер частиц порошка составлял 40...150 мкм. Мощность излучения варьировали в пределах 1800...3800 Вт. Скорость перемещения оптической головки составляла 0,1...2 м/с в поперечном направлении и 1...15 мм/с в продольном направлении. Лазерную наплавку предварительно насыпанного порошка с толщиной слоя 3...5 мм проводили на стальные плиты размером 140 × 140 × 20 мм. Образцы размером 25 × 70 × × 20 мм вырезали электроискровым методом.

Для наплавки композиционных покрытий использовали порошок ПР-10Р6М5, просеянный до фракции 40...60 мкм, с добавлением в состав шихты порошка 44712 фирмы "Хёгенс" (Швеция) в количестве 3...70 %, содержащего карбид вольфрама с кобальтовой связующей фазой в количестве 12 %.

Мощность лазерного излучения варьировали в интервале 300...600 Вт, скорость наплавки составляла 4...11 мм/с. В качестве защитного и транспортирующего газа использовали аргон под давлением 0,2 МПа с расходом 6 л/мин. Расход порошка, подаваемого с помощью питателя, составлял 0,33...1,93 г/мин.

Металлографические исследования проводили на растровом электронном микроскопе марки EVO 50 производства фирмы Carl Zeiss (Германия), цифровом микроскопе AM413ML, металлографическом микроскопе "Альтами МЕТ 1С".

Микротвердость образцов измеряли по методу Виккерса на приборах ПМТ-3, HVS-1000 с автоматическим нагружением индентора при нагрузке $P = 1$ Н. Время выдержки под нагрузкой $\tau = 20$ с.

Испытания образцов на абразивное изнашивание проводили на машине трения БХ-4 по модернизированной в ИМАШ РАН схеме Бринелля—Хаворта [9]. Образцы взвешивали на электронных весах VIBRA HT/HTR 220TE с точностью измерения 0,0001 г.

Результаты исследований и их обсуждение

Для отработки технологических режимов толстослойных покрытий применяли порошок фирмы "Хёгенас" (заявленная твердость 58 HRC) с различной толщиной насыпанного слоя: 3...5 мм. Получены наплавленные слои толщиной 3...4,3 мм и шириной 20...30 мм за один проход. На рис. 1 представлен микрошлиф единичной наплавленной дорожки. При варьировании мощности излучения, скорости перемещения и диаметра лазерного луча на поверхности порошка выявлены закономерности изменения микротвердости в наплав-

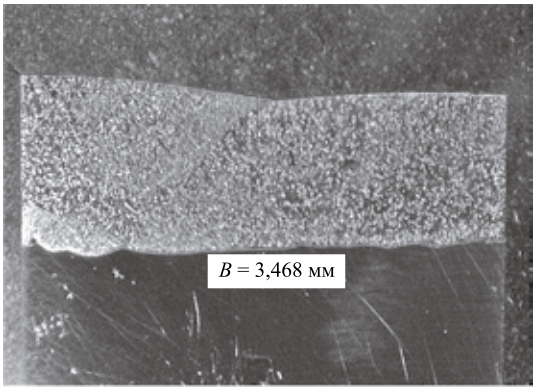


Рис. 2. Микрошлиф зоны перекрытия наплавленных слоев, ×10:
B — высота зоны сплавления

ленном слое. Зона перекрытия наплавленных дорожек показана на рис. 2. В ней отсутствуют дефекты типа пор, трещин и раковин так же, как и в дорожках наплавки при оптимальных режимах обработки.

При изменении режимов наплавки микротвердость в наплавленном слое изменяется в широких пределах: 6120...12 000 МПа. При высокой плотности энергии лазерного луча часть легирующих элементов и углерода выгорает и микротвердость в наплавленном слое понижается, появляются дефекты в виде пор. При низких значениях плотности энергии лазерного излучения происходит неполное сплавление порошкового материала и снижается микротвердость наплавленных слоев.

В табл. 1 представлены результаты испытаний на абразивное изнашивание по схеме Бринелля—Хаворта. К вращающемуся резиновому диску прижимали плоский образец с наплавленным покрытием. В зону трения подавали кварцевый песок с размером частиц 200...600 мкм. Продолжительность испытаний составляла 10 мин. По результатам испытаний трех образцов определяли среднюю потерю массы наплавленного покрытия на каждом режиме обработки.

Таблица 1

Результаты испытаний на абразивный износ по схеме Бринелля—Хаворта

Номер режима	Марка порошка	Микротвердость, МПа	Потеря массы, г
1	1360	7180...8300	0,0071
2	1360	7180...10 800	0,0035
3	1360	6120...9180	0,0052
4	1360	7040...9540	0,0048
5	1350	7180...8340	0,0062

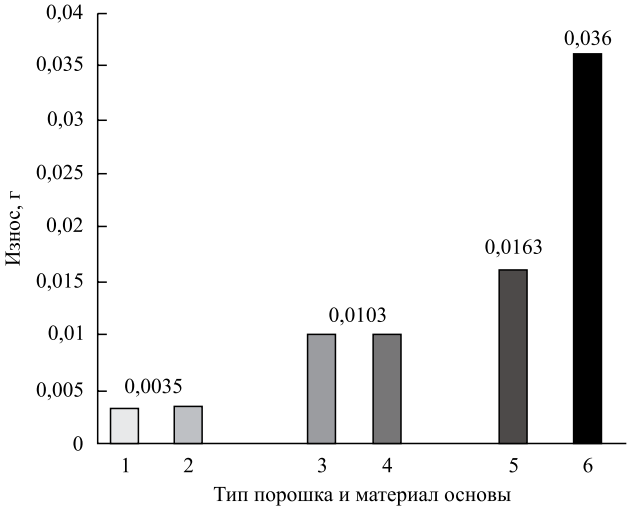
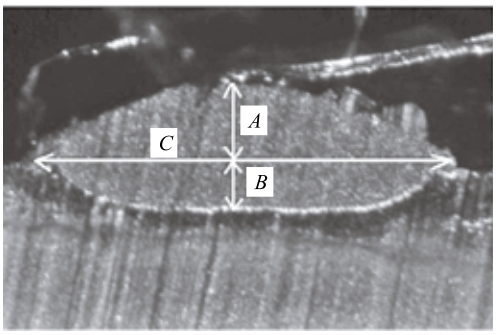
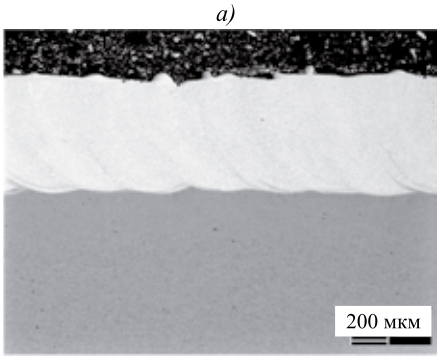


Рис. 3. Зависимость абразивного износа от твердости слоя, наплавленного порошковыми материалами, и образца стали 40Х: *1* — "Хёгенас", 58...61 HRC; *2* — ОАО "ПОЛЕМА", 58...61 HRC; *3* — "Хёгенас", 38...41 HRC; *4* — ОАО "ПОЛЕМА", 38...41 HRC; *5* — сталь 40Х, 250...270 НВ; *6* — сталь 40Х, 180 НВ



а)



б)

Рис. 4. Микрошлифы наплавленного порошка ПР-10Р6М5: *а* — единичный валик; *б* — вид наплавленных валиков с перекрытием 60 %

В результате исследований на абразивное изнашивание первой партии (табл. 1, режимы 1...5) образцов найдены оптимальные режимы лазерной наплавки порошковых покрытий. Вторую партию образцов (рис. 3) наплавляли порошками различной твердости обеих фирм — производителей порошковых материалов "Хёгенас" и ОАО "ПОЛЕМА". На рис. 3 представлена зависимость абразивного износа по схеме Бринелля—Хаворта от твердости наплавленного слоя и образца стали 40Х. Из приведенных данных следует, что износостойкость наплавленных слоев с твердостью 58...61 HRC (порошки фирмы "Хёгенас" (1) и ОАО "ПОЛЕМА" (2)) в 10 раз выше, чем нормализованной стали 40Х (180 НВ) и в 4,6 раза выше, чем улучшенной стали 40Х (250...270 НВ).

Отработку режимов лазерной наплавки порошка ПР-10Р6М5 проводили на единичных наплавленных валиках. Для металлографических исследований изготавливали шлифы. Наплавленные образцы разрезали перпендикулярно наплавленным дорожкам. Общий вид наплавленного валика и его микроструктура представлены на рис. 4.

Геометрические параметры наплавленных валиков: толщина наплавленного слоя A = 0,5...0,85 мм; глубина проплавления основы B = 0,05...0,2 мм; ширина зоны наплавки C = 1,2...1,4 мм зависят от скорости перемещения оптической головки, расхода порошкового материала, мощности лазерного излучения.

Исследования химического состава наплавленных

слоев и зоны проплавления основы показали, что химический состав соответствует химическому составу наплавляемой шихты. Измерения проводили от поверхности наплавленного слоя к основе по пяти точкам. В табл. 2 приведен элементный состав покрытия с 7 % порошка 44712. Микротвердость наплавленных слоев изменялась в широких пределах. Так, при наплавке порошка ПР-10Р6М5 без добавок она варьировалась в пределах 6000...9600 МПа.

Таблица 2

Результаты послойного анализа элементного состава покрытия с 7 % порошка 44712

Точка анализа	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	W
1	1,70	3,61	0,56	83,30	0,40	4,51	5,73
2	1,85	3,44	0,49	83,55	0,33	4,37	5,99
3	1,69	3,44	0,52	83,61	0,30	4,43	6,00
4	—	—	1,27	98,4	—	—	—
5	—	—	1,33	98,5	—	—	—

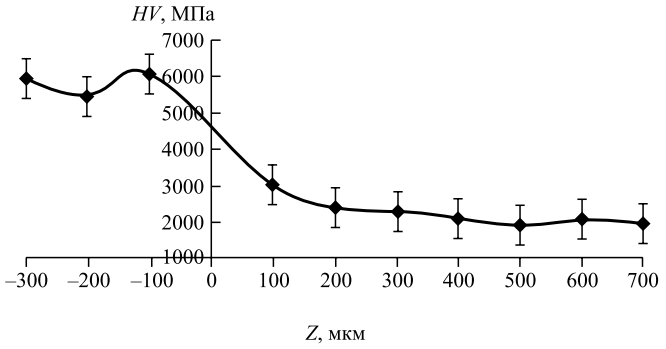


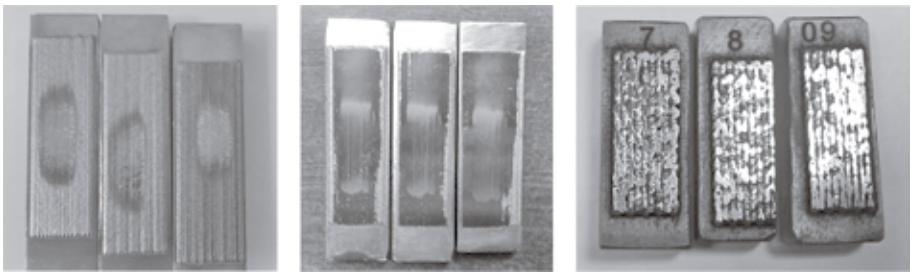
Рис. 5. Изменение микротвердости в вертикальном направлении от поверхности наплавленного слоя к подложке:
Z — расстояние от поверхности образца

При введении карбида вольфрама микротвердость в наплавленных слоях изменялась в пределах 9900... 14 000 МПа. На рис. 5 представлен график, полученный при измерении микротвердости зоны наплавки и подложки от поверхности к основе с шагом 100 мкм.

На рис. 6 показаны испытанные образцы, наплавленные с различным коэффициентом перекрытия дорожек. В процессе отработки режимов установлено, что при минимальном содержании карбида вольфрама 3...7 % (образцы 2...4 в табл. 3) возможна лазерная наплавка с перекрытием дорожек 60 % (рис. 6, *а*). При этом припуск на шлифование составляет не более 0,2 мм (рис. 6, *б*). С увеличением содержания карбида вольфрама с 10 до 70 % при наложении дорожек на поверхности появляются трещины. Поэтому образцы 5...14 (см. табл. 3) наплавляли с перекрытием дорожек 40 % (рис. 3, *в*). Это привело к существенному ухудшению топографии поверхностного слоя, и при шлифовании на глубину 0,3 мм видны необработанные участки наплавленных дорожек на рис 6, *в*. В результате испытаний на абразивное изнашивание получено повышение износостойкости композиционного покрытия в 28 раз по сравнению с материалом основы — сталью Ст3 и в 9 раз по сравнению с покрытием, наплавленным порошком ПР10-Р6М5, после шлифования.

Максимальная износостойкость получена при содержании порошка 44712, равном 10 % от объема шихты. При дальнейшем увеличении количества карбидной фазы большая ее часть предположительно распадается при более высоких температурах расплавленной зоны, связанных с увеличением содержания карбидной фазы, на вольфрам и углерод, которые не оказывают достаточного сопротивления при абразивном изнашивании. Следует отметить, что образцы 5...14 (см. табл. 3) не имели сплошной поверхности контакта с резиновым диском, и часть абразивных частиц не оказывала режущего или царапающего действия на поверхность образца. Этим, возможно, и объясняется столь высокое повышение износостойкости при испытании на машине трения БХ-4. Для уточнения влияния зависимости процентного содержания карбида вольфрама на абразивную износостойкость необходима дальнейшая отработка технологии лазерной наплавки в целях получения качественной поверхности после шлифования.

В результате проведенных исследований отработаны режимы лазерной наплавки для различных групп деталей машин и агрегатов и характера дефектов поверхностных слоев, возникших в результате изнашивания. Толстослойные покрытия применимы для де-



а) *б)* *в)*

Рис. 6. Образцы после испытаний на абразивный износ:
а — 3...7 % карбида вольфрама; *б* — те же образцы после шлифования, *в* — образцы с 10...70 % карбида вольфрама после шлифования

Таблица 3

Результаты испытаний тонких покрытий на абразивный износ по схеме Бринелля—Хаворта

Номер образца	Состав покрытия, % от объема порошка ПР-10Р6М5	Содержание порошка 44712-10, %	Потеря массы, г		Коэффициент износостойкости K_1/K_2
			до шлифования	после шлифования	
1	100	0	0,0398	0,0240	1,83/3,04
2	97	3	0,0332	0,00230	2,2/3,17
3	95	5	0,0278	0,00181	2,6/4,03
4	93	7	0,0261	0,00145	2,79/5,03
5	90	10	0,0029	0,0026	25,1/28
6	85	15	0,0041	0,0028	17,8/25,2
7	80	20	0,0058	0,0042	12,5/17,3
8	75	25	0,0052	0,0046	14/15,8
9	70	30	0,0138	0,0122	5,2/6
10	65	35	0,0094	0,0086	7,7/8,4
11	60	40	0,0161	0,0134	4,5/5,4
12	50	50	0,0110	0,0076	6,63/9,6
13	40	60	0,0156	0,0118	4,6/6,2
14	30	70	0,0093	0,0066	7,84/11
15	0	0	0,0730	—	1

Обозначения: K_1, K_2 — отношения износа эталона к износу образца до и после шлифования соответственно.

талей, используемых в горно-добывающей и перерабатывающей промышленности: броневых плит, щек, дробилок и т. п. Тонкослойные покрытия необходимы при ремонте локальных повреждений валков прокатных станов, штампов. Обе технологии дополняют друг друга и актуальны для практического применения. На абразивную износостойкость покрытий влияют состав порошкового материала и технология обработки. Так, при наплавке порошка композиционного покрытия с содержанием карбида вольфрама до 7 % от объема шихты его износостойкость ниже, чем покрытия, наплавленного порошком на никелевой основе. Это связано с наличием зон отпуска в местах перекрытия наплавленных валиков.

Выводы

1. Разработана технология лазерной наплавки порошковых материалов на основе никеля с шириной наплавленного слоя 20...30 мм и высотой 3...4,2 мм за один проход.

2. Проведенные испытания на абразивное изнашивание по схеме Бринелля—Хаворта показали повышение износостойкости наплавленных покрытий на основе никеля в 10 и 4,6 раза по сравнению с нормализованной и улучшенной сталью 40Х соответственно.

3. Отработаны режимы высококачественной наплавки порошка ПР10-Р6М5 с добавками карбида вольфрама до 7 %. Для наплавки этого порошка с бóльшим содержанием карбидов вольфрама требуется дальнейшее уточнение режимов обработки в целях получения качественной поверхности после шлифования покрытия.

4. Абразивная износостойкость композиционного покрытия с карбидом вольфрама в 28 и 9 раз выше, чем стали Ст3 и покрытия, наплавленного порошком ПР-10Р6М5 соответственно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кожуро Л.М., Фельдштейн Е.В.** Износостойкость и усталостная прочность покрытий, полученных электромагнитной наплавкой // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1999. № 2. С. 53—59.

2. **Погодаев Л.И., Ежов Ю.Е.** Повышение долговечности рабочих устройств судов технического флота износостойкими наплавками // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. № 6. С. 82—87.

3. **Бирюков В.П., Дозоров А.В.** Лазерные системы для упрочнения, наплавки деталей и точного раскроя листового материала // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2006. № 1. С. 60—66.

4. **Восстановление** лазерной наплавкой работоспособности пары трения вал — вкладыш подшипника скольжения / В.П. Бирюков, В.Г. Лаптева, И.А. Хренникова и др. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 5. С. 91—95.

5. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И.** // Технологические процессы лазерной обработки. М., МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664 с.

6. **Morphology** and characterization of laser clad composite NiCrBSi—WC coatings on stainless steel / M.J. Tobar, C. Alvarez, J.M. Amado et al. // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 200. P. 6313—6317.

7. **Zhou S., Dai X.** Laser induction hybrid rapid cladding of WC particles reinforced NiCrBSi composite coatings // Applied Surface Science. 2010. Vol. 256. P. 4708—4714.

8. **Кульков С.Н., Гнюсов С.Ф**. Карбидостали на основе карбидов титана и вольфрама. Томск: Изд-во НТЛ. 2006. 240 с.

9. **Хрущов М.М., Бабичев М.А.** Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 251 с.

УДК 537.5 + 539.534.9 + 66.088

Н.В. Гаврилов, Д.Р. Емлин, П.В. Третников *(Институт электрофизики Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург)*,
Н.Ф. Измайлова *(ПАО "Уфимское моторостроительное производственное объединение")*,
В.Ф. Насыров, А.Ю. Уткин *(Научно-производственная ассоциация "Технопарк авиационных технологий", г. Уфа)*
E-mail: gavrilov@iep.uran.ru

Опыт эксплуатации источника мощного (5 кВт) ионного пучка с большим поперечным сечением*

В процессе длительной (5 лет) опытно-промышленной эксплуатации мощного источника ионов газов (25 кВ; 0,2 А; 600 см²) с плазменным эмиттером на основе разряда с холодным катодом определены характер и скорость износа ключевых элементов конструкции, определяющие продолжительность межремонтных периодов, степень сложности и стоимость ремонта, и выявлены особенности свойств газоразрядной системы и системы формирования ионного пучка, ограничивающие эффективность ионно-лучевой обработки. Приведены результаты испытаний многощелевой ионно-оптической системы, модернизация которой позволяет устранить влияние локальных неоднородностей в распределении плотности тока по сечению ионного пучка на распределение ионного флюенса по обрабатываемой поверхности больших размеров.

Ключевые слова: *тлеющий разряд, плазма, источник широкого пучка ионов газов, ионный пучок, модификация поверхности материалов.*

In the course of long-term (during 5 years) pilot use of high-power source of gas ions (25 kV, 0.2 A, 600 cm²) with plasma emitter based on cold cathode discharge the character and rate of key constructive elements consumption were determined, which allowed to calculate the inter-repair time, complexity and cost of repair. The peculiarities of gas-discharge system and ion beam forming system limiting the effectiveness of ion beam treatment were revealed as well. The results of testing of the offered multislit ion-optical system of new design that allows to remove the effect of local inhomogeneity in current density distribution across the section of ion beam on distribution of ion fluence along the treated surface of large size are discussed.

Keywords: *glow discharge, plasma, broad gaseous ion beam source, ion beam, modification of materials surface.*

Введение

Источник ионов газов с большим сечением пучка был разработан для модификации больших поверхностей материалов ионной имплантацией, а также для использования в процессах нанесения покрытий с ионно-лучевым сопровождением [1]. Для генерации эмиттирующей ионы плазмы в источнике использована инжекция потока быстрых электронов в протяженную катодную полость (плазменную камеру) с анодом малого размера через сеточный электрод. Инжектируемые электроны эмиттируются плазмой самостоятельного тлеющего разряда с полым катодом и ускоряются в двойном слое пространственного заряда при прохождении через сеточный электрод [2]. В результате осцилляций электронов в объеме полости формируется плазма, степень пространственной неоднородности которой зависит от газовых условий в камере. Было установлено, что при односторонней инжекции электронов в протяженную плазменную камеру приемлемая (±10 %) неоднородность генерируемой в ее объеме (~ 700 × ∅ 200 мм) плазмы на длине 600 мм и создание однородного плазменного эмиттера ионов с площадью поверхности 600 × 100 мм достигаются при регулируемой подаче газа с противоположных торцов плазменной камеры [3].

В целях уменьшения скорости ионного распыления полого катода его площадь была увеличена до ~ 1300 см². Для увеличения ресурса сеточного электрода пространство между катодной апертурой и сеткой было увеличено до 100 мм. В результате поток электронов после прохождения катодной апертуры площадью 1 см² расширялся до 100 см². Снижение на два порядка плотности эмиттирующей плазмы позволило использовать взамен мелкоструктурной сетки перфорированный электрод с диаметром отверстий 4 мм и решить проблему ограниченного ионным распылением ресурса сетки [4]. Выбор многощелевой ионно-оптической системы для формирования ионного пучка был обусловлен как квазиленточной геометрией поперечного сечения пучка, так и необходимостью юстировки большого числа отверстий на большой длине и ее сохранения при изменении температуры электродов в широком диапазоне. Одностороннее жесткое крепление электродов и отдельных стержней, формирующих щели, в сочетании с их плавающей установкой с противоположной стороны обеспечило нормальное функционирование ионно-оптической системы. Сочетание требуемых параметров ионного пучка (25...40 кВ; 0,2 А)

* Работа выполнена в рамках темы государственного задания № 0389-2014-0006 и частично поддержана Программой фундаментальных исследований УрО РАН (проект № 15-17-2-28).

также затрудняло его формирование, так как требовало большой длины ускоряющего промежутка (6...8 см). Это не только усложняло юстировку отверстий, но при рабочем давлении газа 0,05 Па приводило к высокой частоте ионизаций в ускоряющем промежутке и возникновению обратного потока ускоренных электронов, следствием чего являлись нагрев источника и дополнительное потребление мощности высоковольтного источника питания [1]. Значительное дополнительное энерговыделение потребовало изменения конструкции и производительности системы теплоотвода.

Таким образом, в процессе конструирования и испытаний ионного источника были определены основные проблемы, затрудняющие функционирование ионного источника данного типа, и приняты меры для их решения. В настоящей работе приведены оценки срока службы ключевых узлов и элементов конструкции источника в условиях реальной опытно-промышленной эксплуатации в составе установки для модификации поверхностей авиационных изделий и описаны результаты экспериментов по повышению технических и эксплуатационных характеристик источника ионов.

Конструкция, условия эксплуатации и некоторые результаты применения ионного источника

Ионный источник в течение пяти лет используется в составе установки "Виктория-2" для ионно-плазменной модификации изделий авиационной техники в НПА "Технопарк авиационных технологий", работающей в сотрудничестве с ОАО "УМПО" и ФГБОУ ВПО УГАТУ (г. Уфа). Ионный источник применяется для обработки рабочих лопаток компрессора низкого и высокого давления и позволяет за одну загрузку проводить ионную очистку и ионную имплантацию до 200 негабаритных деталей. Модификация поверхности деталей газотурбинного двигателя методом ионной имплантации приводит к повышению усталостной прочности титановых сплавов на 6...10 %; никелевых сплавов на 12...14 %. Кроме того, ионно-лучевая обработка повышает долговечность деталей, их микротвердость и адгезионную прочность соединения при последующем нанесении покрытий.

Результаты изучения влияния имплантации ионов азота на структурно-фазовое состояние и свойства материала лопаток будут кратко рассмотрены на примере титанового сплава ВТ9. Значение флюенса ионного облучения составляло $2 \cdot 10^{17}$ см$^{-2}$. Элементный химический анализ, проводившийся на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV (JEOL) с анализатором химического состава INCA (глубина анализа ~ 12 мкм), показал появление в модифицированном слое 2...2,14 % мас. азота. Значительного изменения содержания других химических элементов в поверхностном слое не наблюдалось, что свидетельствует о незначительном ионном

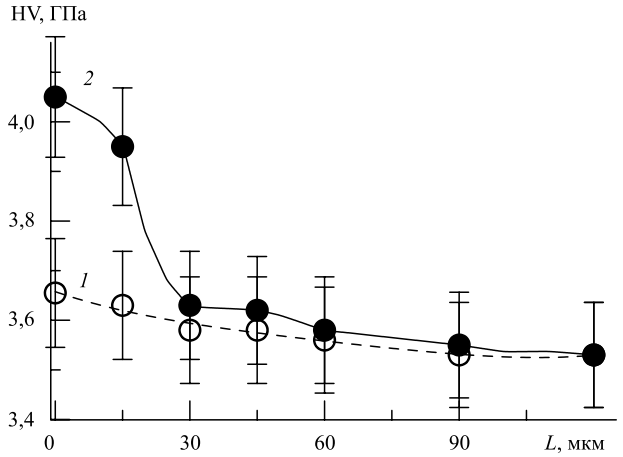
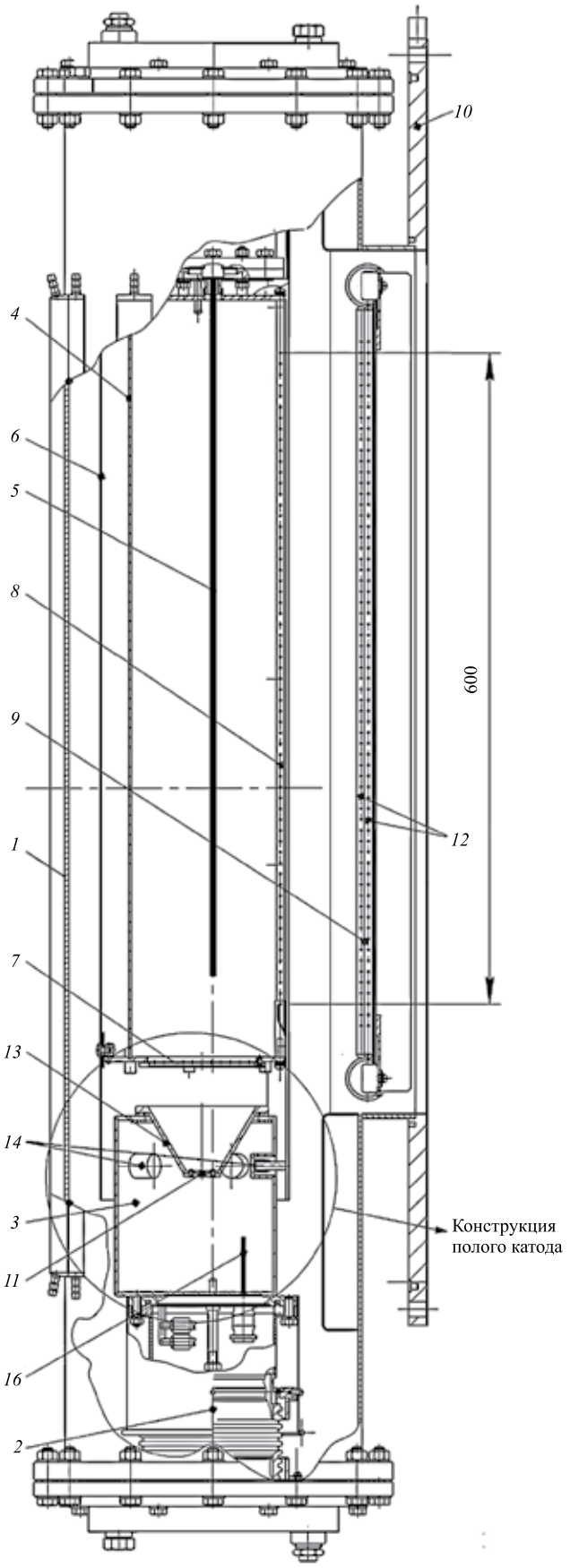


Рис. 1. Распределение микротвердости титанового сплава по глубине до (*1*) и после (*2*) ионной имплантации

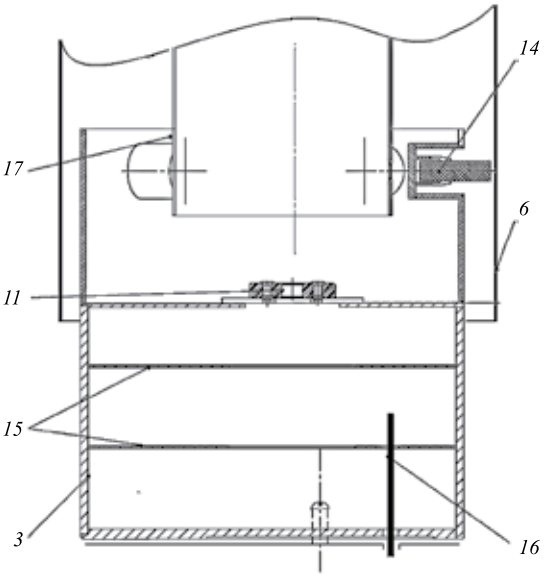
распылении сплава и электродов ионного источника за время облучения. Исследование микротвердости поверхности проводили с использованием микротвердомера ПМТ-3М на косом шлифе с углом наклона 3° при нагрузке 20 гс. Изменение микротвердости приповерхностного слоя наблюдается на глубине около 30 мкм (рис. 1), максимальное повышение микротвердости (на ~ 14 %) наблюдается на поверхности сплава. Большая толщина упрочненного слоя, примерно на три порядка превышающая величину среднего проективного пробега азота в титане, обусловлена высокой плотностью дислокаций в модифицированном слое [5]. Исследование микроструктуры образцов с использованием оптического микроскопа OlimpusGX51 при 100- и 200-кратном увеличениях выявило типичную структуру ($\alpha + \beta$)-сплава с размером зерен первичной фазы (4±0,5) мкм и с пластинчатой морфологией в ($\alpha + \beta$)-области. Постоянство процентного соотношения глобулярной α-фазы по телу образца в продольном (38 %) и в поперечном (29 %) сечениях свидетельствует об отсутствии воздействия высоких температур и сохранении фазового состава структуры материала лопаток после ионной имплантации.

Таким образом, результатом ионно-лучевой обработки является увеличение прочностных свойств поверхности лопаток без изменения структуры и фазового состава сердцевины изделия. Кроме того, достигается увеличение ресурса лопаток за счет роста их стойкости к окислению, а изменение адгезионных свойств поверхности приводит к снижению загрязнений деталей проточной части в процессе эксплуатации газотурбинного двигателя.

Параметры источника: ускоряющее напряжение 25 кВ; ток пучка ионов азота или аргона 0,2 А; площадь начального сечения пучка 600 × 100 мм^2; рабочее давление в камере обработки 0,05 Па. Источник эксплуатируется в циклическом режиме, от 1 до 3 циклов в день при длительности цикла 150 мин. Суммарная наработка источника составила ~ 3500 ч. Конструкция ионно-



а)



б)

Рис. 2. Ионный источник мощного ионного пучка (*а*) и конструкция модернизированного полого катода (*б*):
1 — корпус; *2* — высоковольтный изолирующий узел; *3* — полый катод; *4* — плазменная камера; *5* — стержневой анод; *6* — внешний высоковольтный экран; *7* — сетка плазменного катода; *8*, *9* — эмиттерный и ускоряющий электроды системы формирования пучка соответственно; *10* — посадочный фланец; *11* — диафрагма с контрагирующим отверстием; *12* — вольфрамовые стержни; *13* — коническая катодная вставка; *14* — центрирующие изоляторы; *15* — катодные вставки; *16* — поджигающий электрод; *17* — анод контрагированного разряда

го источника схематично представлена на рис. 2. На обоих торцах водоохлаждаемого герметичного корпуса *1* установлены проходные керамические высоковольтные изоляторы *2*, на одном из которых смонтирован полый катод *3*, а с противоположной стороны закреплены плазменная камера *4* и стержневой вольфрамовый анод *5*. Плазменная камера и катод помещены внутрь металлического экрана *6*, который выравнивает распределение электрического поля в высоковольтном промежутке и препятствует поступлению плазмы из зазора между сетчатым электродом *7* и катодом *3*. Большая длина зазора (30 мм) обусловлена значительным термическим расширением плазменной камеры в осевом направлении при длительной работе ионного источника. Ионный пучок формируется ионно-оптической системой, состоящей из эмиттерного *8* и ускоряющего *9* электродов, и поступает в камеру обработки через прямоугольное отверстие в посадочном фланце *10*.

Текущее техническое обслуживание источника проводилось рабочим персоналом и заключалось в периодической, через 600...700 ч (1 раз в 6 мес.), замене в полом катоде (*3*, *13*, *14*) диафрагмы *11* с контрагирующим отверстием, изготовленной из коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т, так как вследствие ионного распыления в плазме разряда диаметр отверстия возрастал с 8 до ~ 15 мм (рис. 3), что приводило к росту напряжения горения разряда и необходимости повышения газового потока. Одновременно заменяли вольфрамовый поджигающий электрод *16* (см. рис. 2) из-за его укорочения на 10...15 мм, которое ухудшало условия поджига разряда и также приводило к необходимости повышения минимальной величины потока газа. В ускоряющем электроде *9* ионно-оптической системы (*8*, *9*) периодически (через 1300...1500 ч) проводили замену вольфрамовых стержней (диаметром 2 мм) *12* (см. рис. 2), распыляемых ионным пучком. Более сложный профилактический ремонт, который был проведен через 2500 ч наработки, заключался в замене плазменной камеры *4* (см. рис. 2) и полого катода *3*. Были заменены стержни диаметром 2 мм эмиттерного электрода *8*, изготовленные из вольфрама, после 3000 ч работы из-за их коробления и значительного утолщения в результате осаждения покрытия. Ионизация газа в ускоряющем промежутке ионной оптики и формирование обратного электронного потока приводят к разогреву неохлаждаемого корпуса плазменной камеры *4* до температур свыше 500 °С. Многократный циклический нагрев и охлаждение приводят к потере пластичности коррозионно-стойкой стали и развитию сквозных трещин (см. рис. 3), в результате чего конструкция плазменной камеры теряет жесткость. Простейший способ решения этой проблемы заключается в установке внутрь плазменной камеры цилиндрического сменного вкладыша, постепенное разрушение которого не приводит к аварийным последствиям.

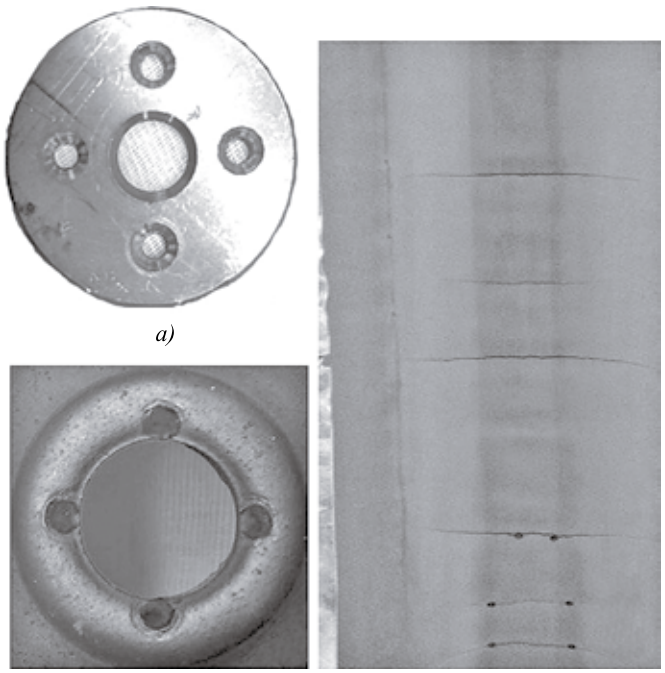


Рис. 3. Диафрагма в исходном состоянии (контрагирующее отверстие диаметром 8 мм) (*а*) и после 700 ч работы (отверстие диаметром ~ 17 мм) (*б*) и часть корпуса плазменной камеры со сквозными трещинами (*в*)

Довольно сложная конфигурация полого катода, включающего элементы *3*, *11*, *13*, *14* (см. рис. 2), обусловлена необходимостью создания области расширения электронного потока в направлении сетки *7*, размещения элементов крепления сменной диафрагмы *11* с контрагирующим отверстием и крепления центрирующих положение плазменной камеры изоляторов *14*. Интенсивное ионное травление выступающих внутрь полости элементов конструкции катода приводило к потере герметичности и разрушению полого катода. Оптимизированная конструкция полого катода, в которой уменьшено число зон интенсивного распыления, показана на рис. 2, *б*. Установка внутри полости двух катодных вставок *15* с центральными отверстиями диаметром 50 мм привела к уменьшению напряжения горения разряда с 750...800 до 600 В, вследствие чего была снижена скорость распыления корпуса катода. Распыление кромок отверстий во вставках не нарушает работу источника.

Оптимизация условий формирования пучка

Известным недостатком способа формирования ионного пучка большого сечения многощелевой ионно-оптической системой (ИОС) является то, что даже при высокой однородности плазменного эмиттера ионов такая ИОС обеспечивает близкое к равномерному распределение плотности тока пучка вдоль большой

оси его поперечного сечения только на определенном расстоянии от системы формирования пучка в определенных режимах ее работы, задаваемых сочетанием тока пучка и ускоряющего напряжения. Равномерность распределения обеспечивается в результате угловой расходимости формируемых в одиночных апертурах элементарных ленточных пучков и их перекрывания в пространстве дрейфа пучка. На расстояниях от ИОС, меньших оптимального, наблюдается неоднородность распределения плотности тока пучка по сечению, которая характеризуется чередованием максимумов и минимумов плотности тока в направлении длинной оси пучка. Поэтому даже при незначительном изменении режимов генерации пучка или при обработке поверхностей сложной формы флюенс ионного облучения поверхности изделий, перемещаемых поперек длинной оси сечения пучка, также будет неравномерно распределен по поверхности.

Предложенный метод снижения неоднородности ИОС заключается в том, что щели в электродах ионно-оптической системы расположены относительно большой оси сечения пучка под углом α, отличным от 90°. Минимальный угол отклонения определяется длиной l и шириной h единичной щелевой апертуры: $\alpha_{min} = \mathrm{arctg}(h/l)$. В результате все участки поверхности изделия, которое перемещают поперек большой оси пучка, получают примерно одинаковый флюенс ионного облучения.

На рис. 4 показаны распределения ионного тока, измеренные движущимся вдоль длинной оси пучка

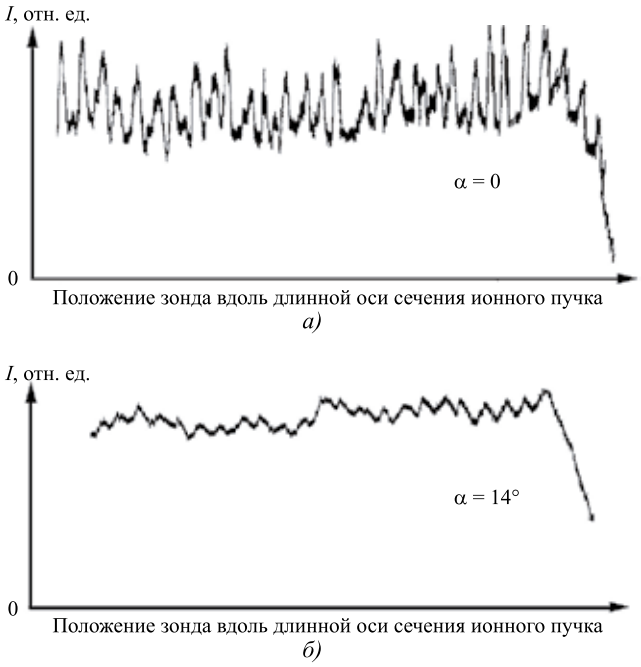


Рис. 4. Распределения ионного тока на коллектор, перемещаемый вдоль длинной оси сечения пучка:
а — система с прямоугольной ориентацией щелей; *б* — система с углом поворота щелей 14°

а) *б)*

Рис. 5. Эмиттерный (*а*) и ускоряющий (*б*) электроды ИОС с наклонным расположением стержней

Рис. 6. Конструкция источника

коллектором, с длиной l и шириной $h/4$ для оптики с прямоугольной ориентацией щелей и для модернизированной оптики с углом поворота щелей $\alpha = 14°$. Измерения проводили на расстоянии 3 см от ИОС, при котором неоднородность пучка по сечению достаточно велика. Даже в таких условиях получена неоднородность обработки ±10 %. Конструкция модернизированной ИОС показана на рис. 5. Общий вид источника представлен на рис. 6.

Заключение

Обобщен опыт длительной (5 лет) опытно-промышленной эксплуатации мощного источника широкого пучка ионов газов (25 кВ; 0,2 А; 600 см^2) с плазменным эмиттером на основе разряда с холодным катодом. Источник прост и надежен в эксплуатации и не требует частых ремонтов. Текущий профилактический ремонт ионного источника, проводившийся с интервалом около 0,5 года, заключался в замене катодной диафрагмы из-за значительного увеличения размеров выходной апертуры в результате ионного распыления, а также замене вольфрамовых стержней в ускоряющем электроде ИОС, распыляемых рассеянными на газе ионами пучка.

Планово-профилактический ремонт, проведенный через 2 года, заключался в ремонте или полной замене плазменной камеры и полого катода. Вследствие циклического нагрева стенки камеры обратным электронным потоком происходили потеря пластичности металла и развитие сквозных трещин. В полом катоде из-за интенсивного распыления выступающих частей нарушалась целостность конструкции катода. Для увеличения срока службы этих узлов разработана новая конструкция полого катода и рекомендовано использование сменной вставки внутри плазменной камеры.

Результаты проведенных экспериментов позволили снизить неравномерность ионно-лучевой обработки посредством использования многощелевой ионно-оптической системы с углом между длинными осями сечения пучка и щелей, отличным от 90°.

Ионно-лучевая обработка лопаток из титанового сплава обеспечивает увеличение прочностных свойств поверхности лопаток без изменения структуры и фазового состава сердцевины изделия, рост стойкости лопаток к окислению, а также снижает скорость загрязнения деталей проточной части газотурбинного двигателя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Емлин Д.Р., Меньшаков А.И.** Разработка источника ленточных пучков ионов газов для модификации рулонных материалов // Вестник ЮУрГУ. Сер. Машиностроение. Вып. 20. № 33 (292). 2012. С. 131—138.

2. **Несамостоятельный** тлеющий разряд с полым катодом для широкоапертурных ионных источников / А.В. Визирь, Е.М. Окс, П.М. Шанин, Г.Ю. Юшков // ЖТФ. 1997. Т. 67. Вып. 6. С. 27.

3. **Sources** of ribbon ion beams with coarse-structure gridded plasma cathode / N.V. Gavrilov, A.S. Kamenetskikh, D.R. Emlin et al. // Proc. 9th Int. Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. Tomsk, Russia, Publishing house IAO SB RAS. 2008. P. 7—10.

4. **Гаврилов Н.В., Каменецких А.С.** Расширение рабочего диапазона давлений газа и увеличение ресурса сетки плазменного катода в ионном источнике // ЖТФ. 2007. Т. 77. Вып. 3. С. 12—16.

5. **Дислокационные** структуры приповерхностных слоев чистых металлов после полной ионной имплантации / А.Н. Диденко, Э.В. Козлов, Ю.П. Шаркеев, А.Е. Лигачёв // Поверхность. Физика, химия, механика. 1989. № 3. С. 120—131.

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

С 1 января 2016 года журнал "Наноинженерия" не издается.
В журнале "Упрочняющие технологии и покрытия" введены рубрики
"Упрочняющие нанотехнологии" и **"Материаловедение наноструктур"**.
Все материалы, касающиеся данной тематики,
будут публиковаться в нашем журнале.

Телефон редакции: 8 (499) 268-47-19
E-mail: utp@mashin.ru

УДК 621.7

В.И. Югов *(Владимирский государственный университет, Центр лазерных технологий)*
Л.Е. Афанасьева, М.В. Новоселова *(Тверской государственный технический университет)*
E-mail: yugov_laser@bk.ru

Особенности формирования структуры и микрогеометрии поверхности лазерных наплавок с использованием многоканального CO_2-лазера

Получены образцы наплавок из порошков на никелевой основе на плоские подложки из стали 20 с помощью многоканального (48 лучей) CO_2-лазера с мощностью выходного излучения 5 кВт. Проведены металлографические исследования, определены параметры микрогеометрии поверхности покрытия после наплавки и после лазерной полировки согласно ГОСТ 2789—73.
Ключевые слова: *многоканальный CO_2-лазер, лазерная наплавка, лазерная полировка.*

Samples of welding from nickel-based powders were obtained by laser cladding on the substrate of steel 20 with the aid of multichannel (48 beams) CO_2 laser with power output of 5 kW. Metallographical studies were carried out and the microgeometrical parameters of the surface coating were determined after cladding and polishing according to GOST 2789—73.
Keywords: *multichannel CO_2 laser, laser cladding, laser polishing.*

Введение

В настоящее время в промышленности широко применяются различные способы наплавки металлов: электродуговая, лазерная, плазменная, токами высокой частоты, газовая и др. [1, 2]. Основными преимуществами лазерной наплавки по сравнению с другими видами являются отсутствие термических поводок, небольшая зона термического влияния, минимальное перемешивание основного и наплавляемого материалов. Поверхность после наплавки перекрывающимися валиками почти плоская и требует незначительной последующей механической обработки. В практике лазерной наплавки используют различные виды лазеров с непрерывным или импульсно-периодическим излучением: оптоволоконные, Nd:YAG (ламповая накачка), Nd:YAG (диодная накачка), CO_2-лазеры [3—6].

Анализ литературных источников [1—7] показал, что линия сплавления имеет характерный профиль, повторяющий распределение плотности мощности лазерного излучения по сечению дорожки. По мере приближения к поверхности подложки наблюдается частичное перемешивание материалов наплавки и подложки. Для формирования наплавленных слоев с малым коэффициентом перемешивания (0,05...0,15) в результате незначительного проплавления основы важную роль играет степень однородности интегрального тепловложения по ширине дорожки. В ООО "Центр лазерных технологий" (г. Владимир) этим вопросам уделяется особое внимание. На протяжении ряда лет разрабатываются, изготавливаются и вводятся в эксплуатацию лазерные комплексы с широкими технологическими возможностями. Комплексы состоят из специально разработанных многоканальных (48 лучей) CO_2-лазеров с мощностью выходного излучения 5 кВт и специально разработанных технологических постов с пятью координатами манипулирования пучком и двумя координатами манипулирования деталью. Накоплен огромный опыт по разработке и практической реализации технологий лазерного упрочнения и наплавки для десятков тысяч различных деталей и инструментов из сталей, чугунов, сплавов титана, меди, никеля [8—12]. **Цель настоящей работы** — исследовать особенности формирования микроструктуры и микрогеометрии поверхности лазерных порошковых наплавок, полученных с использованием многоканального CO_2-лазера.

Методы проведения исследований

Порошковую наплавку выполняли с помощью непрерывного излучения многоканального (48 лучей) CO_2-лазера на комплексе модели ЦЛТ-Ю-5 на следующих режимах: мощность излучения 2,5 кВт; скорость перемещения лазерного пучка по наплавляемой поверхности 3 мм/с; диаметр пучка 6 мм. Для наплавки использовали порошковые присадочные материалы системы Ni—Cr—B—Si, не требующие специальной защиты ванны расплава от отрицательного воздействия окружающей среды. Материалом подложки служила углеродистая конструкционная сталь 20 (ГОСТ 1050—2013). Присадочный материал предвари-

тельно наносили на поверхность основы с помощью специального трафарета, выравнивали по толщине и проводили его оплавление лазерным пучком с перекрытием валиков 50 %. Затем наносили второй слой порошка и снова оплавляли. Сразу после наплавки часть поверхности покрытия была отполирована импульсно-периодическим излучением лазера. Согласно ГОСТ 2789—73 были определены параметры микрогеометрии поверхности покрытия до и после лазерной полировки.

Микроструктуру наплавленных образцов изучали с помощью универсального растрового микроскопа JEOL 6610LV (Япония). Для выявления структуры конструкционной стали в зоне термического влияния использовали химическое травление 3%-ным раствором азотной кислоты. Для выявления структуры наплавленного металла использовали травление путем протирания поверхности шлифа раствором следующего состава: 20 см^3 HCl, 20 см^3 H_2O, 4 г $CuSO_4 \times 5H_2O$ [13].

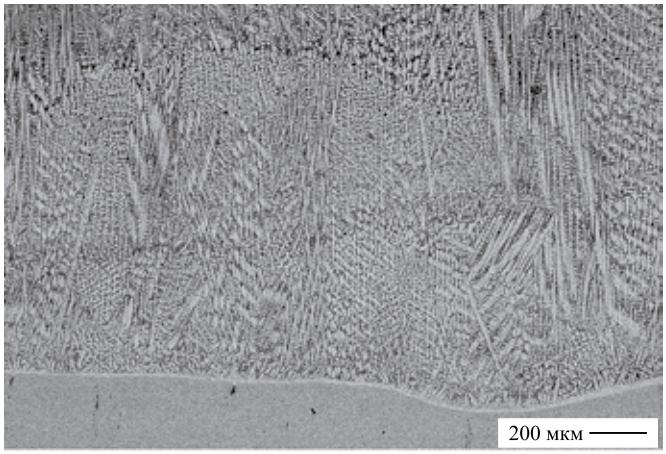
Результаты исследования и их обсуждение

Макроструктура образца с лазерной наплавкой покрытия на основе никеля представлена на рис. 1. По всей плоскости шлифа толщина наплавленного слоя однородна и составляет около 2 мм. Подплавление основного металла минимально, коэффициент перемешивания γ наплавленного металла и основы близок к нулю, что показывает высокую степень однородности интегрального тепловложения по сечению дорожки. На рис. 2 представлены изображения микроструктуры образцов в зоне сплавления покрытия со сталью 20, полученные при разных увеличениях.

Согласно данным работ [1, 2] лазерная наплавка характеризуется высокими скоростями охлаждения: 1000 °С/с и выше. В процессе высокоскоростной кристаллизации в наплавленном металле формируется дендритная структура высокой дисперсности. Дендриты в основном ориентированы перпендикулярно к линии сплавления. Высокая дисперсность структуры наплавленного лазером металла позволяет получить улучшенные механические свойства.

В растровом электронном микроскопе для создания изображения используется детектор вторичных электронов (SE — secondary electrons) и обратно рассеянных электронов (BSE — back scattered electrons) [14]. В практике металлографического анализа полезно применять оба способа получения изображения микроструктуры, так как они дополняют друг друга. Изображение микроструктуры, полученное во вторичных электронах (рис. 3, *а*), позволяет более эффективно выявлять особенности рельефа (морфологии) поверхности. Изображение микроструктуры, полученное в отраженных (обратно рассеянных) электронах (рис. 3, *б*), обладает высоким фазовым контрастом. Сплавы на

Рис. 1. Макроструктура лазерной наплавки покрытия на основе никеля



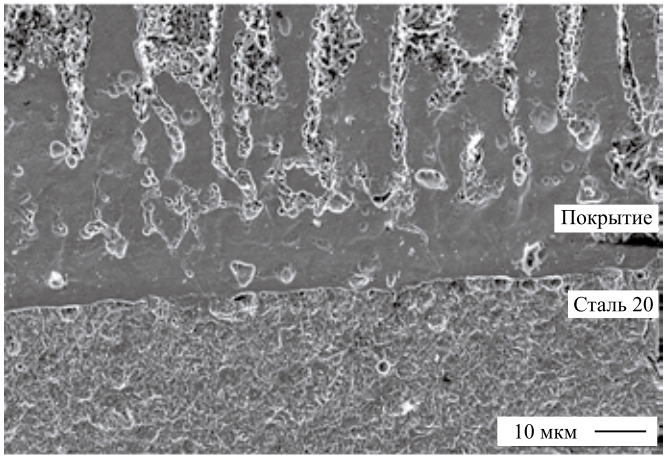
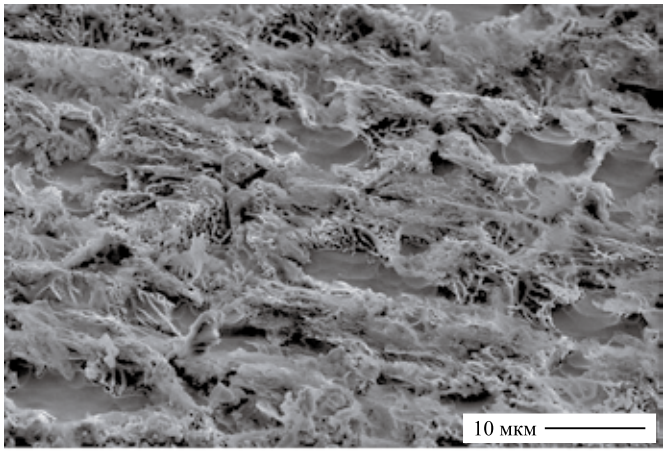


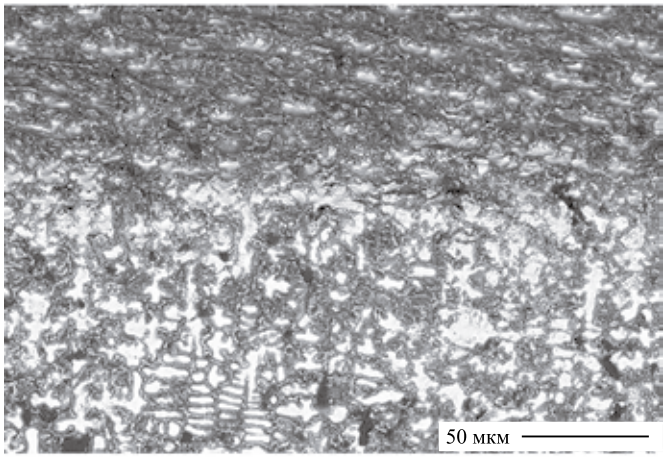
Рис. 2. Микроструктура в зоне сплавления покрытия со сталью 20 при разных увеличениях

основе никеля при кристаллизации склонны к ликвационной неоднородности и, как следствие, имеют на шлифе разную травимость областей, непосредственно прилегающих к дендритным ветвям и находящимся вдали от них, что четко прослеживается на рис. 3, *б* в виде светлых и темных участков.

В научно-технической литературе отмечается сложность выбора параметров режима наплавки, обеспечивающих создание в наплавленном металле окончательного комплекса эксплуатационных свойств. Поэтому необходимо шире использовать сочетание наплавки с другими технологиями, например полировки, отжига, закалки, отпуска металла наплавленного слоя. По данным работы [6], механическая обработка и полировка наплавленного слоя существенно повышают усталостные характеристики наплавленных образцов.



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура покрытия на основе никеля. Растровая электронная микроскопия. Изображения получены в режиме вторичных электронов (*а*) и обратно рассеянных электронов (*б*)

В настоящей работе сразу после наплавки часть поверхности покрытия была отполирована импульсно-периодическим излучением лазера. На рис. 4 представлено изображение поверхности (вид сверху) наплавленного образца. Слева четко видны дорожки наплавленного металла. Параметры микрогеометрии поверхности покрытия до и после лазерной полировки согласно ГОСТ 2789—73 даны в таблице. Профилограммы наплавленной поверхности после наплавки и лазерной полировки представлены на рис. 5.

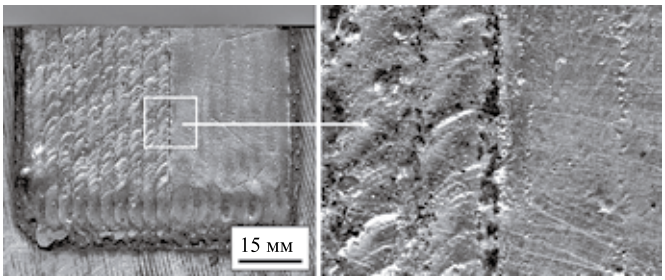
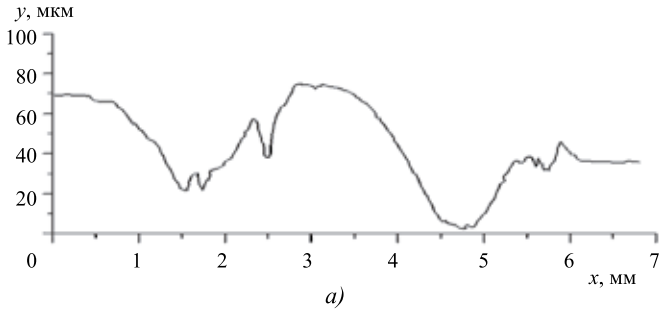
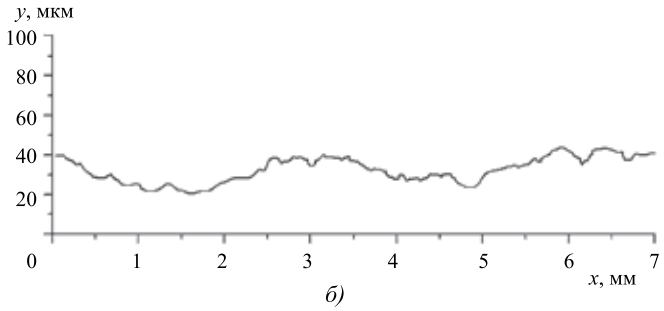


Рис. 4. Поверхность наплавленного покрытия



а)



б)

Рис. 5. Профилограммы поверхности покрытия:
а — после наплавки; *б* — после лазерной полировки

Визуально шероховатость образцов оценивается как специфическая (неслучайная, нерегулярная). Исследуемые поверхности получены не в результате механической обработки (удаления материала резцом или абразивом), а оплавлением. Они характеризуются практически одинаковыми значениями параметров шероховатости и различаются только высотой волни-

Характеристики микрогеометрии поверхности покрытия

Характеристика	Наплавка		Полировка	
	перпендикулярно дорожке	вдоль дорожки	перпендикулярно дорожке	вдоль дорожки
Наибольшая высота волны *W*max, мкм	60	—	18	—
Наибольшая высота неровностей профиля *R*max, мкм	14	13	10	13
Наибольшая высота неровностей профиля над средней линией *Rp*, мкм	7	6	6	6
Высота неровностей профиля по десяти точкам *Rz*, мкм	7,8	8,8	5,6	5,0

стости *W*max. Наибольшая высота волны наплавленной поверхности составляет 60 мкм, полированной — 18 мкм.

Заключение

Проведена наплавка порошка на основе никеля на подложку из стали 20 с использованием многоканального (48 лучей) CO_2-лазера с мощностью выходного излучения 5 кВт. Наплавленное покрытие имеет одинаковую толщину около 2 мм по всей плоскости шлифа. Трещин в плоскости шлифа не обнаружено. Линия сплавления однородна по строению, коэффициент перемешивания γ близок к нулю, что показывает высокую степень однородности интегрального тепловложения по сечению дорожки при порошковой наплавке многолучевым CO_2-лазером.

Лазерная полировка позволила снизить параметры волнистости наплавленной поверхности в 3 раза. Лазерная порошковая наплавка с использованием многоканального CO_2-лазера имеет высокий потенциал и рекомендуется не только для восстановления деталей, но и для повышения их прочностных характеристик.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И.** Технологические процессы лазерной обработки. М., МГТУ, 2006. 664 с.

2. **Лазерные** технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. М.: Физматлит, 2009. 664 с.

3. **Промышленная** лазерная наплавка: современное состояние и тенденции / Е.М. Биргер, Г.В. Москвитин, А.Н. Поляков, В.Е. Архипов // Сварочное производство. 2009. № 9. С. 32—42.

4. **Григорьянц А.Г., Мисюров А.И., Чжан Цин.** Формирование наплавленных слоев с использованием лазерного импульсно-периодического излучения // Сварочное производство. 2007. № 8. С. 18—21.

5. **Технологические** особенности формирования структуры лазерных наплавок с использованием излучения мощных волоконных лазеров / Р.Н. Корешков, В.Н. Петровский, П.С. Джумаев, В.И. Польский // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 5. С. 30—34.

6. **Бирюков В.П., Петрова И.М., Гадолина И.В.** Оптимизация режимов лазерной наплавки для повышения характеристик сопротивления усталости стальных образцов и деталей машин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 1. С. 3—6.

7. **Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S.** Laser cladding. Boca Raton: CRS Press, 2005. 280 p.

8. **Югов В.И.** Лазерное термоупрочнение — высокоэффективная технология ресурсосбережения // Лазер-Информ. 2008. № 23. С. 1—8.

9. **Югов В.И.** Высокоэффективная технология ресурсосбережения: лазерная поверхностная обработка // Фотоника. 2012. № 4. С. 12—20.

10. **Югов В.И.** Увеличение ресурса деталей и машин // РИТМ. 2014. № 7. С. 44—47.

11. **Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А** Лазерная и криогенная обработка быстрорежущей стали. Тверь, ТвГТУ, 2014. 96 с.

12. **Структурные** фазовые превращения в быстрорежущей стали при лазерной закалке с оплавлением поверхности многоканальным CO_2-лазером / Л.Е. Афанасьева, И.А. Барабонова, Е.В. Ботянов и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 8 (104). С. 10—13.

13. **Беккерт М., Клемм Х.** Способы металлографического травления. М.: Металлургия, 1988. 400 с.

14. **Сканирующая** электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ в примерах практического применения / М.М. Криштал, И.С. Ясников, В.И. Полунин и др. М.: Техносфера, 2009. 208 с.

Читайте в следующем номере:

Белоцерковский М.А., Курилёнок А.А., Сосновский И.А.

Центробежная наплавка антифрикционных покрытий с наноразмерными наполнителями

УДК 621.793.164

А.В. Панарин, В.В. Семенычев
(Ульяновский научно-технологический центр Всероссийского института авиационных материалов (УНТЦ ВИАМ))
E-mail: lab2viam@mail.ru

Пиролитическое хромирование внутренних поверхностей трубчатых образцов

Пиролитическое карбидохромовое покрытие осаждали на внутренние поверхности трубчатых образцов из титанового сплава ВТ6 и алюминиевого сплава Д16чТ. Анализ геометрии труб после осаждения карбидохромового покрытия показал, что для образцов с толщиной стенки 7 мм внутренний диаметр после осаждения покрытия всегда уменьшался, для образцов с толщиной стенки 2 мм для титановых образцов — увеличивался, а для алюминиевых образцов отмечены различные случаи. Установлено, что при больших толщинах (≈ 30 мкм) покрытие может играть роль внутреннего обруча, препятствующего процессу сжатия трубки при ее остывании, а при толщинах покрытия порядка 10 мкм оно уже не способно препятствовать процессу сжатия трубки. Показано, что на микротвердость покрытия оказывает влияние микротвердость подложки из-за возможности ее деформации при небольших толщинах пиролитического карбидохромового покрытия.

Ключевые слова: *титановый сплав ВТ6, алюминиевый сплав Д16чТ, карбидохромовое покрытие, геометрия трубчатых образцов, микротвердость, металлографические исследования.*

Pyrolytic chromecarbide coating was deposited on inner surfaces of tubular samples from titanium alloy VT6 and aluminum alloy D16chT. Analyze changes in the geometry of the tubes after the deposition of chromecarbide coating showed that for samples with a wall thickness of 7 mm inner diameter after plating always decreases, for the samples with a wall thickness of 2 mm for titanium increased, and for aluminum are different cases marked. It was found that at large thicknesses (≈ 30 μm) coating can play the role of an internal hoop, impede the process of the tube compression when it cools; coating thickness of 10 μm is no longer able to hinder the process of tube compression. It was showed that the value of coating microhardness influence on microhardness of the substrate due to the possibility of its deformation at low thicknesses of pyrolytic chromecarbide coating.

Keywords: *titanium alloy VT6, aluminum alloy D16chT, chromecarbide coating, geometry of tubular samples, microhardness, metallographic researches.*

Введение

В связи тем, что достижение необходимых свойств поверхности детали, как правило, определяется осажденным на него покрытием, разработка новых технологических процессов, обеспечивающих получение функциональных и защитных покрытий с новым уровнем свойств, является важной материаловедческой задачей [1]. При этом разрабатываемые технологические процессы должны оказывать минимальное воздействие на окружающую среду и относится к так называемым зеленым технологиям. Новые технологии должны приводить к уменьшению затрат на нейтрализацию токсических веществ из отработанных растворов или же основываться на замкнутых процессах, когда отходы минимальны и безопасны или вовсе отсутствуют [2—4]. В настоящее время отечественная наука должна представлять стратегические интересы нашей страны [5, 6], так как именно на ней лежит ответственность за инновационные решения, обеспечивающие качественный рост эффективности процессов или продукции, востребованные рынком, а как известно, инновации являются конечным результатом интеллектуальной деятельности человека.

В последние годы все большее применение находят покрытия, осаждаемые в вакуумных реакторах путем термического разложения различных металлоорганических соединений [7]. Наибольшее распространение среди таких покрытий получили так называемые пиролитические карбидохромовые покрытия (ПКХП), что обусловлено комплексом присущих только этим покрытиям свойств. Во-первых, карбидохромовое покрытие, осаждаясь на деталь, точно копирует рельеф ее поверхности и сохраняет исходную шероховатость, поэтому не требуется дополнительная обработка покрытия. Во-вторых, ПКХП имеет исключительную химическую стойкость и не реагирует с кислотами и

щелочами. И в-третьих, микротвердость покрытия может задаваться температурными режимами процесса пиролитического хромирования в достаточно широких пределах: от 8000 до 21 000 МПа [8].

Карбидохромовые покрытия осаждаются в специальных установках при пониженном давлении или в среде инертного газа. Наиболее распространенной хроморганической жидкостью является "Бархос", пары которой, разлагаясь на поверхности разогретой детали, образуют пленку карбидохромового покрытия. Такое покрытие может осаждаться как на металлические, так и на неметаллические материалы, выдерживающие температуру разложения хроморганической жидкости, которая может поддерживаться в пределах 420...500 °С [9]. Еще одним несомненным достоинством ПКХП является его беспористость. Так, при толщинах покрытия 5...6 мкм сквозные поры в покрытии отсутствуют. С учетом факта, что карбидохромовое покрытие является покрытием катодного типа и защищает конструкционные материалы механически, а не электрохимически, это достоинство становится решающим.

Аппаратурное оформление процесса пиролитического хромирования достаточно хорошо отработано, особенно применительно к осаждению ПКХП на наружные поверхности деталей, включая детали вращения [10]. Наиболее сложным процессом является осаждение карбидохромового покрытия на внутреннюю поверхность трубчатых деталей из-за необходимости термостатирования на всей длине питателя-испарителя, испаряясь в котором, хроморганическая жидкость "Бархос" в виде пара будет поступать в зону осаждения ПКХП.

Исходя из изложенного **цель настоящей работы** заключалась в оценке изменения внутренних диаметров трубчатых образцов до и после осаждения карбидохромового покрытия, а также в оценке возможных изменений геометрии толстостенных и тонкостенных образцов из различных конструкционных материалов. Другая задача исследований — оценка значений микротвердости ПКХП, измеренной на различных подложках, в том числе на торце поперечного шлифа, когда материал подложки не оказывает никакого влияния на значение микротвердости.

Методические вопросы

ПКХП осаждали на трубчатые образцы из алюминиевого сплава Д16чТ и титанового сплава ВТ6. Образцы из этих сплавов представляли собой трубки длиной 100 мм с внутренним диаметром, равным 42 мм. Были изготовлены толстостенные образцы и тонкостенные образцы, толщина стенок которых составляла 7 и 2 мм соответственно. Толстостенные образцы из сплава Д16чТ изготавливали из трубы ∅ 60 × 10 мм, а тонкостенные — из трубы ∅ 48 × × 5 мм, растачивая внутренний диаметр до 42 мм с последующей проточкой наружного диаметра до получения стенки необходимой толщины. При изготовлении толстостенных и тонкостенных образцов из сплава ВТ6 использовали трубы ∅ 60 × 9 мм и 48 × 5 мм соответственно с такой же последовательностью их обработки.

Осаждение ПКХП осуществляли на специальном модуле установки ВРПО-08, изготовленном для осаждения покрытия на внутренние поверхности труб. На рис. 1 показана схема этого модуля.

Температура нагрева трубчатого образца составляла 450 °С. Ее регулировали нагревателями, расположенными на реакторе. Температуру в питателе-испарителе, находящемся внутри покрываемой детали, поддерживали в пределах 230...250 °С за счет экранирования его самой деталью и возможности его охлаждения поступающими порциями хроморганической жидкости "Бархос". Поступающая в питатель-испаритель хроморганическая жидкость стекает по питателю, при достижении температуры 230...250 °С закипает, и через щели испарителя эта паровая смесь направляется на нагретую до температуры 450 °С покрываемую деталь. При температурах в диапазоне 420...500 °С паровая смесь разлагается с выделением на поверхности покрываемой детали металлической пленки хрома и его карбидов, а побочные продукты реакции откачиваются бустерным насосом через азотную ловушку. Процесс пиролитического хромирования проводится в реакционной камере при давлении не выше 13 Па. Расход хроморганической жидкости составляет 0,7 мл/мин.

Исходный диаметр трубчатого образца $Д_0$ и диа-

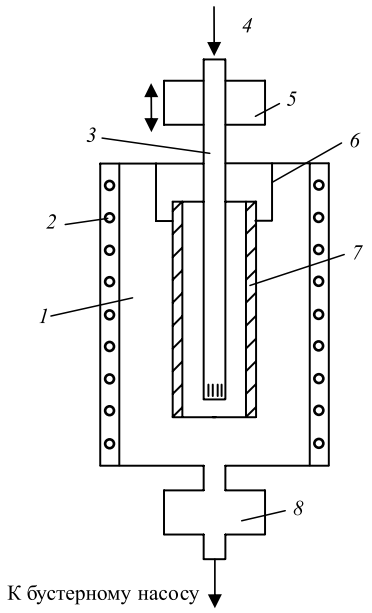


Рис. 1. Схема модуля для осаждения ПКХП на внутреннюю поверхность труб:

1 — реактор; *2* — нагреватель; *3* — питатель-испаритель; *4* — "Бархос"; *5* — редуктор; *6* — держатель; *7* — деталь; *8* — азотная ловушка

метр образца с осажденным покрытием $Д_1$ измеряли с помощью гладкого микрометра МК-50 с диапазоном измерений 25...50 мм, точность измерений составляла 0,001 мм, разность измерений оценивали как $\Delta Д = Д_0 - Д_1$. Значения микротвердости карбидохромового покрытия измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3М на образцах-свидетелях из сплавов Д16чТ и ВТ6 при нагрузке 0,49 Н. Толщина ПКХП для этих образцов составляла 10...15 мкм. Истинные толщины карбидохромовых покрытий определяли на поперечных шлифах трубчатых образцов с помощью инвертированного металлографического микроскопа Olympus.

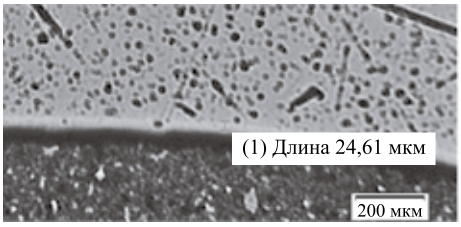
Результаты экспериментов и их обсуждение

Результаты измерений внутренних диаметров образцов приведены в табл. 1. Первое, на что следует обратить внимание, это положительная разница диаметров, измеренных до и после осаждения покрытия, для всех толстостенных образцов независимо от материала образца. Несколько неожиданными, на первый взгляд, стали результаты измерений тонкостенных трубчатых образцов (9 из 12), где была получена в основном отрицательная разность диаметров, измеренных до и после осаждения покрытия. Объяснение этого факта, видимо, заключается в том, что трубчатый образец при наборе температуры в реакторе расширяется. При осаждении ПКХП температура образца практически не изменяется, а его размеры стабилизируются. В таком состоянии на внутреннюю поверхность трубчатого образца осаждается карбидохромовое покрытие до набора нужной толщины. Далее происходит охлаждение образца, при этом возможны два варианта.

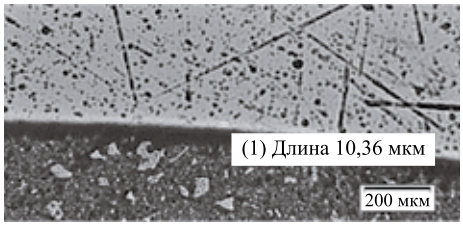
Таблица 1

Результаты измерений внутренних диаметров образцов

Материал образца	Толщина стенки образца δ = 7 мм			Толщина стенки образца δ = 2 мм		
	$Д_0$, мм	$Д_1$, мм	ΔД, мкм	$Д_0$, мм	$Д_1$, мм	ΔД, мкм
ВТ6	42,031	42,018	13	41,993	42,009	–16
	42,048	42,031	17	42,085	42,108	–23
	42,071	42,055	16	42,025	42,052	–27
	42,120	42,107	13	42,078	42,103	–55
	42,086	42,076	10	42,035	42,085	–50
	42,091	42,077	14	42,089	42,131	–42
Д16чТ	42,038	42,030	8	42,085	42,103	–18
	42,111	42,079	32	42,145	42,144	1
	42,048	42,037	11	42,025	42,012	13
	42,079	42,041	38	42,052	42,053	–1
	42,023	42,011	12	42,036	42,041	–5
	42,074	42,061	13	42,021	42,012	9



а)



б)

Рис. 2. Трубчатые образцы с ПКХП на внутренней стороне: *а* — ПКХП толщиной 25 мкм; *б* — ПКХП толщиной 10 мкм; на снимках указаны номер измерения (в скобках) и длина измеряемого объекта, т.е. толщина покрытия

Первый вариант приемлем для толстостенных образцов: в этом случае потенциальная энергия, приобретенная трубчатым образцом при его расширении, достаточна для совершения работы, обеспечивающей сжатие образца после охлаждения до его исходных наружных размеров. Покрытие в этом случае приобретает напряжения сжатия. Второй вариант относится к тонкостенным образцам, где осажденное карбидохромовое покрытие играет роль внутреннего обруча, препятствующего деформации сжатия образца. В этом случае очевидно, что потенциальной энергии образца недостаточно для совершения работы сжатия. Следует отметить, что для тонкостенных образцов покрытие приобретет растягивающие напряжения.

На рис. 2 приведены фотографии поперечных шлифов трубчатых образцов с осажденным карбидохромовым покрытием.

Из представленных фотоснимков видно, что карбидохромовое покрытие копирует покрываемую внутреннюю поверхность трубчатого образца. Отслоения, вздутия и сколы покрытия отсутствуют. Толщина покрытия стабильная как для толстых, так и для тонких покрытий. Значения микротвердости карбидохромового покрытия, осажденного на поверхность плоских образцов-свидетелей из сплавов Д16чТ и ВТ6, приведены в табл. 2. Толщина покрытия на этих образцах составляла 10...15 мкм, нагрузка на алмазный индентор равнялась 0,49 Н.

Приведенные в табл. 2 текущие и усредненные значения микротвердости свидетельствуют о том, что несмотря на одинаковые режимы осаждения карбидохромового покрытия его микротвердость имеет более высокие значения на титановых образ-

цах. Полученный результат можно объяснить тем, что микротвердость алюминиевого сплава Д16чТ более чем в три раза ниже микротвердости титанового сплава ВТ6 (1000 и 3600 МПа соответственно), и при таких толщинах ПКХП на значении его микротвердости сказывается и микротвердость покрываемой подложки.

Таблица 2

Микротвердость ПКХП, измеренная на поверхности плоских образцов-свидетелей

№ пп.	Микротвердость, МПа	
	Д16чТ	ВТ6
1	13 100	15 200
2	14 100	14 100
3	12 700	15 200
4	13 100	16 500
Среднее значение	13 250	15 250

Заключение

Исследовано изменение геометрии толстостенных и тонкостенных трубчатых образцов из титанового сплава ВТ6 и алюминиевого сплава Д16чТ до и после осаждения ПКХП на их внутреннюю поверхность. Показано, что для тонкостенных труб карбидохромовое покрытие играет роль внутреннего обруча, препятствующего деформации сжатия образца в процессе его охлаждения, следствием чего является увеличение внутреннего диаметра образца. Установлено, что карбидохромовое покрытие, осажденное на внутреннюю поверхность трубчатых образцов, копирует покрываемую поверхность. Отслоения, вздутия и сколы покрытия отсутствуют. Толщина покрытия стабильна по всей длине окружности. На значение микротвердости покрытия оказывает влияние микротвердость подложки из-за возможности ее деформации при небольших толщинах ПКХП.

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.

2. **Износостойкое**, антифрикционное и фреттингостойкое покрытие на основе Ni—B / С.С. Виноградов, Ю.А. Теркулова, Е.А. Курдюкова, А.А. Никифоров // Труды ВИАМ. 2015. № 1. С. 2. URL: dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-1-2-2 (дата обращения 15.02.2016 г.).

3. **Каблов Е.Н.** ВИАМ. Направление главного удара // Наука и жизнь. 2012. № 6. С. 14—18.

4. **Семенычев В.В., Кошелев В.Н., Панарин А.В.** Экологически безопасный технологический процесс нанесения защитных пиролитических алюминиевых покрытий без наводороживания стальной подложки // Известия Самарского научного центра РАН. Спец. выпуск. 2008. Т. 1. С. 18—23.

5. **Каблов Е.Н.** Материалы для изделия "Буран" — инновационные решения формирования шестого технологического уклада // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S1. С. 3—9.

6. **Каблов Е.Н.** Авиационное материаловедение: итоги и перспективы // Вестник Российской академии наук. 2002. Т. 72. № 1. С. 3—12.

7. **Семенычев В.В., Сатаев Е.Е.** Наноструктурированное алюминиевое покрытие, осаждаемое из металлоорганических соединений // Сб. тез. докл. 8-й междунар. конф. "Покрытия и обработка поверхности". М., РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2011. С. 72—73.

8. **Панарин А.В.** Пиролитические карбидохромовые покрытия. Технология получения и свойства // Авиационные материалы и технологии. 2011. № 4. С. 14—18.

9. **Панарин А.В., Семенычев В.В., Салахова Р.К.** Свойства титановых и алюминиевых сплавов с пиролитическим карбидохромовым покрытием // Технология легких сплавов. 2015. № 3. С. 131—137.

10. **Защитное** пиролитическое хромовое покрытие. Технология, свойства, применение: обзор / В.Ф. Соколов, А.Д. Юрченко, Е.В. Аржанникова, Л.С. Шипигина. М.: ЦНИИатоминформ. 1989. 72 с.

Читайте в следующем номере:

Ковенский И.М., Малыш С.В.

Восстановление изношенных поверхностей с неоднородной структурой электрохимическим хромированием

УДК 621.789

А.С. Еремина *(Новосибирский государственный технический университет)*
E-mail: a.eremina@corp.nstu.ru

Обеспечение упрочняющего и отделочного эффектов на этапах плазменно-электролитной цементации и ультразвукового пластического деформирования

Показаны перспективы использования комбинированной упрочняюще-отделочной обработки деталей машин и инструментов, основанной на последовательном сочетании процессов цементации в электролитной плазме и ультразвукового пластического деформирования. Экспериментально установлено, что использование предлагаемой обработки на финишной стадии технологического процесса изготовления деталей, выполненных из низкоуглеродистой стали 20, позволяет получить термоупрочненный слой толщиной до 200 мкм с максимальным уровнем микротвердости 11,5 ГПа. При этом на поверхности детали формируется специфичный регулярный микрорельеф, обладающий повышенными маслоудерживающими свойствами при эксплуатации в условиях износа.

Ключевые слова: *упрочняющий эффект, отделочный эффект, цементация в электролитной плазме, ультразвуковое пластическое деформирование, микротвердость, шероховатость, микрорельеф.*

The prospects of using combined hardening finishing treatment machine parts and tools, based on a sequential combination of cementation in electrolytic plasma and ultrasonic plastic deformation, are showed. It was established experimentally that the use of the proposed treatment on the final stage of the technological process of manufacturing parts made of low carbon steel 20, provides a thermal hardening layer thickness up to 200 μm with a maximum level of microhardness 11.5 GPa. At the same time on the surface of the part is formed by specific regular microrelief with a higher oil-retaining properties during operation.

Keywords: *hardening effect, finishing effect, cementation in electrolytic plasma, ultrasonic plastic deformation, microhardness, roughness, microrelief.*

Введение

Задачей современного машиностроительного производства является обеспечение высокого качества выпускаемой продукции. Ее успешное решение во многом связано с эффективностью используемых в технологических процессах методов обработки. Если технологические задачи, связанные с обеспечением точности формообразования деталей, достаточно эффективно решаются при использовании традиционных методов механической обработки, то решения проблем достижения высоких показателей качества поверхностного слоя имеют существенную вариативность. Возможные пути обеспечения высокопрочного состояния материала поверхностного слоя деталей машин и инструментов могут быть связаны с процессами термической, химико-термической обработок, нанесением различного рода покрытий, поверхностным пластическим деформированием. Каждый из перечисленных процессов, в свою очередь, может быть реализован с использованием средств технического оснащения и технологических режимов. В то же время любой из методов, направленных на формирование определенных показателей качества поверхностного слоя, имеет свои ограничения и недостатки, обусловленные спецификой каждого процесса. В связи с этим в последние годы развиваются новые технологические методы, основанные на комбинировании электрофизических процессов [1] и направленные как на достижение упрочняющего и отделочного эффектов в обработке в целом, так и на устранение недостатков комбинируемых процессов.

Эксплуатация деталей, работающих в условиях интенсивного износа, определяет требования и к физико-механическим свойствам материала, и к морфологии поверхности. Так, сочетание высокой прочности поверхностного слоя детали при действии остаточных напряжений сжатия со специфичным маслоемким микрорельефом является благоприятным фактором для обеспечения высоких эксплуатационных показателей. При этом особых требований к прочностным характеристикам материала в объеме всей детали не предъяв-

ляется. Поэтому целесообразны выбор в качестве конструкционного материала детали низкоуглеродистой стали и последующее легирование поверхностного слоя с использованием химико-термической обработки в электролитной плазме, в частности цементации [2, 3]. Данная технология позволяет реализовать процессы диффузионного насыщения углеродом материала поверхностного слоя и закалки при одной обработке.

В работе [4] представлены результаты комбинированной обработки (одна из базовых схем термодеформационного упрочнения [1]), а именно ультразвукового пластического деформирования закаленных структур после высокоскоростного нагрева низкотемпературной плазмой. Показано, что наряду с деформационным упрочнением материала поверхностного слоя на поверхности формируется специфичный регулярный микрорельеф, обладающий повышенной маслоемкостью. В связи с этим представляет интерес использование ультразвукового пластического деформирования в сочетании с электролитно-плазменным упрочнением деталей, выполненных из низкоуглеродистых сталей.

Материалы и методика экспериментальных исследований

В экспериментальных исследованиях использовали цилиндрические образцы из стали 20 диаметром 10 мм и длиной 25 мм после механической обработки с точностью по 7-му квалитету и параметром шероховатости Ra = 2,2 мкм.

Электролитно-плазменный нагрев образцов для химико-термической обработки низкоуглеродистых сталей проводили на специальной установке, конструкция и принцип работы которой представлены в работе [5]. Установка позволяет реализовать токовые режимы до 2 А/см^2, что обеспечивает при погружении образца на глубину до 18 мм условия диффузионного насыщения его поверхностного слоя углеродом [6]. Источником углерода для цементации служил водный раствор электролита (15 % хлорида аммония + 10 % ацетона). Образец охлаждали сразу после отключения нагрева за счет интенсивной прокачки электролита в течение 30...40 с.

Ультразвуковое деформирование проводили на установке для обработки цилиндрических образцов по токарной схеме [7]. Значения параметров деформирования (частота колебаний f = 20 кГц, амплитуда колебаний $2A$ = 15 мкм, статическое усилие поджатия деформатора к обрабатываемой поверхности P = 150 Н) установили на базе теоретического обоснования режимных параметров для обеспечения упрочняющего эффекта чистовой обработки [8].

Металлографическое изучение структурного состояния материала для определения толщины поверхностного слоя проводили с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Observer Zlm. Для оценки морфологии поверхности, полученной на различных этапах комбинированной обработки, использовали комплекс ZYGO New View 7300, реализующий современные технологии трехмерной сканирующей интерферометрии. Микротвердость измеряли на микротвердомере Wolpert Group 402 MVD.

Результаты исследований и их обсуждение

Предлагаемая обработка, направленная на формирование упрочняющего и отделочного эффектов, выполняется на заключительной стадии технологического процесса изготовления деталей. Точность формообразования обеспечивалась механическими методами на операциях чистовой обработки — точения или шлифования. В связи с этим для исследования упрочняюще-отделочной стадии обработки использовали образцы после чистового точения. Топография поверхности образца перед химико-термической обработкой в электролитной плазме представлена на рис. 1.

Известно, что при химико-термической обработке в электролитной плазме состав электролита определяет насыщение поверхностного слоя детали определенными компонентами раствора [2], а режимные параметры, в частности напряжение на электродах и время обработки, обеспечивают разогрев поверхностного слоя детали до температур, необходимых для наиболее полного развития диффузионных процессов [6]. На рис. 2 представлены структуры поверхностного слоя образцов после цементации и закалки в электролитной плазме при различном времени электролитно-плаз-

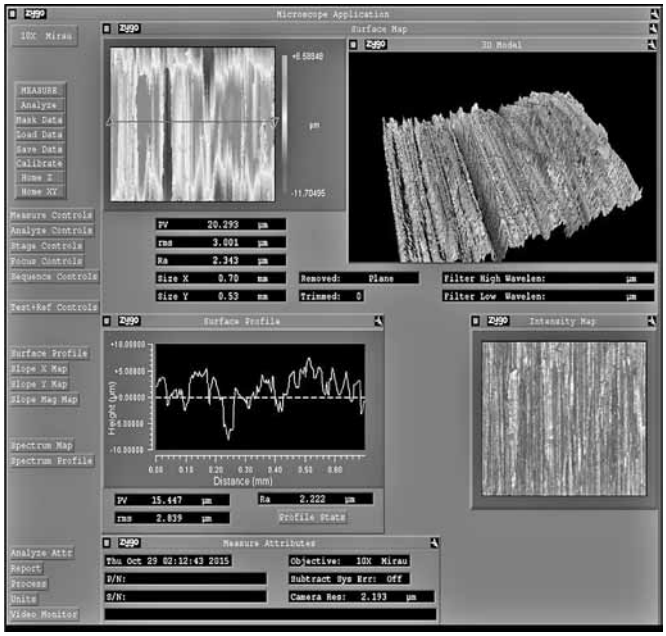


Рис. 1. Топография поверхности образца после чистового точения

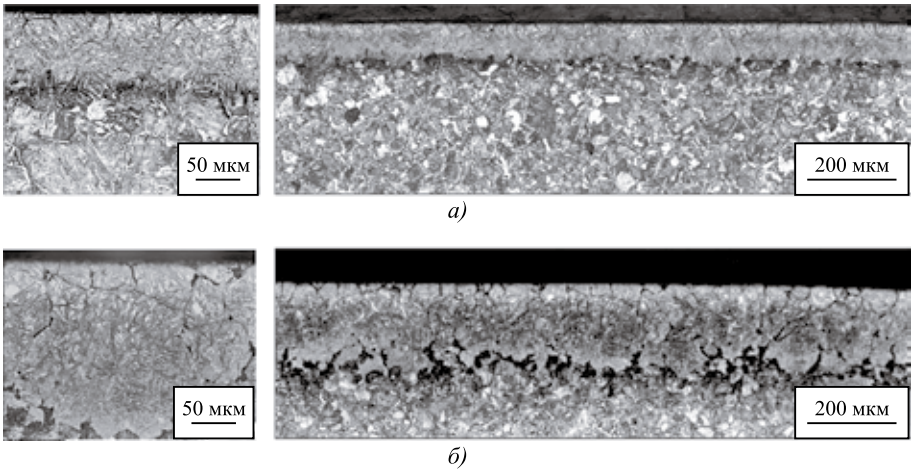


Рис. 2. Структура термоупрочненного слоя образцов из стали 20 после обработки в электролитной плазме в течение различного времени:
а — 1 мин; *б* — 7 мин

менной обработки. Изменение толщины термоупрочненного слоя в исследуемом диапазоне времени обработки показано на рис. 3.

Из рис. 3 следует, что увеличение продолжительности электролитно-плазменной обработки от 7 до 10 мин не приводит к дальнейшему росту толщины термоупрочненного слоя, что свидетельствует об определенной стабилизации температурно-временных параметров процесса диффузионного насыщения. В качестве термоупрочненного слоя в исследованиях рассматривается зона поверхностного слоя со сплошной мартенситной структурой, что свидетельствует об относительно полной гомогенизации аустенита в этой зоне при нагреве.

На рис. 4, где показано поперечное сечение образца, видно, что между термоупрочненным слоем (зона 1) и исходной структурой (зона 3) имеет место участок переходной структуры (зона 2) с наличием отдельных фрагментов мартенсита и структурно-свободного феррита. Этот факт свидетельствует о незавершенности структурно-фазовых превращений на данном участке поверхностного слоя в процессе обработки.

Структурную неоднородность по глубине поверхностного слоя подтверждают результаты измерения микротвердости, приведенные на рис. 5, из которого видно, что максимальное значение микротвердости (9...9,3 ГПа) наблюдается в нижней части зоны 1, в то время как по мере приближения к поверхности значение микротвердости падает до 6 ГПа. Снижение микротвердости в верхней части термоупрочненного слоя объясняется наличием остаточного аустенита в закаленных структурах (см. рис. 2, 4), что свидетельствует о повышенном содержании угле-

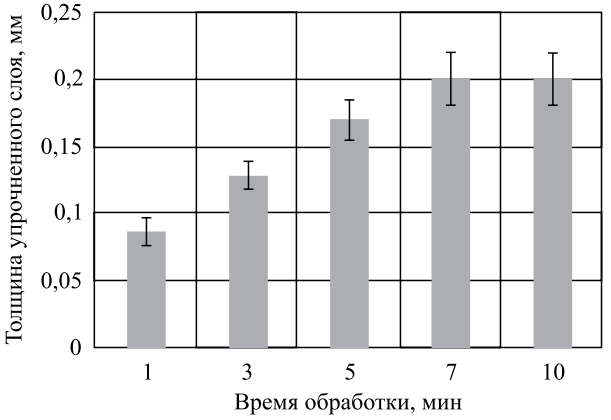


Рис. 3. Зависимость толщины термоупрочненного слоя образцов из стали 20 от продолжительности электролитно-плазменной обработки

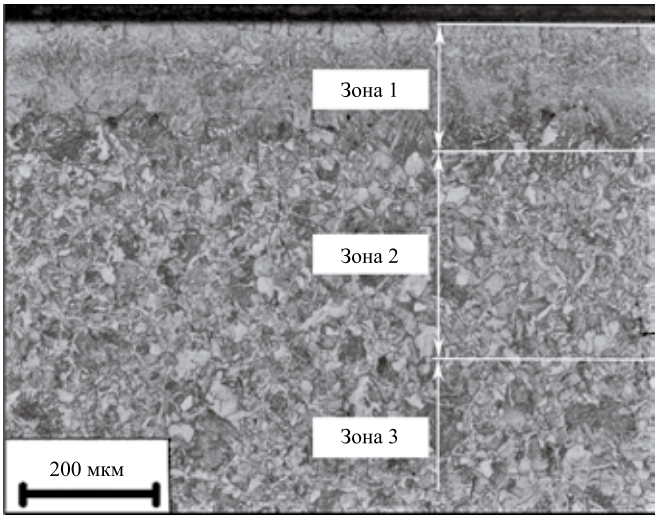


Рис. 4. Структура поперечного сечения образца из стали 20 после электролитно-плазменной обработки в течение 7 мин

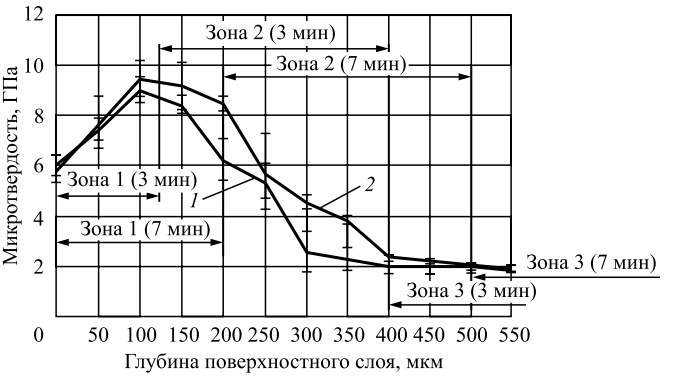


Рис. 5. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя образцов из стали 20 после электролитно-плазменной обработки в течение:
1 — 3 мин; *2* — 7 мин

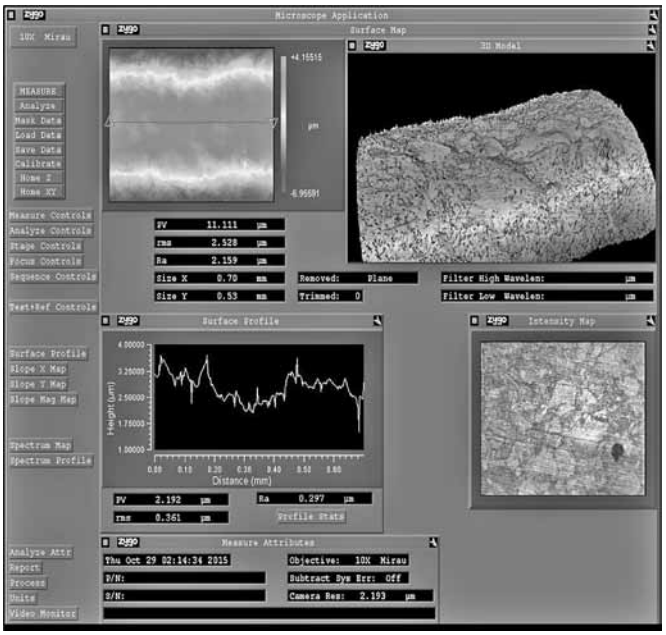


Рис. 6. Топография поверхности образца из стали 20 после электролитно-плазменной обработки в течение 5 мин

рода у поверхности. Зона 2 характеризуется постепенным снижением интегральной микротвердости вплоть до микротвердости исходного материала. Данный факт можно объяснить снижением интенсивности диффузионного насыщения в глубь образца в процессе обработки. При этом в силу градиентного характера диффузионного насыщения углеродом поверхностного слоя по глубине в пределах термоупрочненного слоя формируется определенное количество остаточного аустенита, способствующего снижению твердости, что является характерным для закалочных структур с высоким содержанием углерода.

Кроме процессов химико-термической обработки на этапе электролитно-плазменного нагрева происходит изменение исходного микрогеометрического состояния поверхности вследствие анодного растворения материала в процессе электролиза. Последнее следует рассматривать как электрохимическое полирование поверхности, происходящее в объеме ее микронеровностей и не приводящее к изменению размеров и формы обрабатываемого образца. На рис. 6 представлена топография поверхности после электролитно-плазменной обработки, которая свидетельствует об отсутствии следов предшествующей обработки. Оценка шероховатости по параметру *Ra* указывает на ее значительное снижение: с 2,2 до 0,3 мкм после обработки. На рис. 7 показано изменение шероховатости поверхности образца в течение обработки. Видно, что в первые минуты электролитно-плазменной обработки происходит значительное снижение исходной шероховатости, а после 4—5 мин наступает стабилизация параметра *Ra* на уровне 0,25...0,30 мкм.

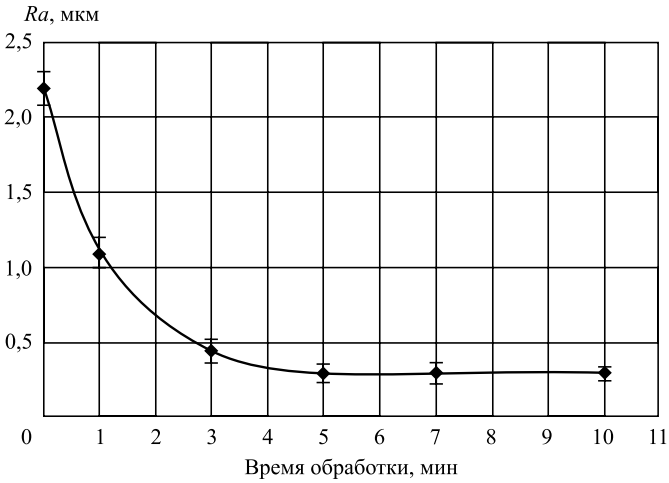


Рис. 7. Изменение шероховатости поверхности образца из стали 20 в течение электролитно-плазменной обработки

Таким образом, на данном этапе финишной обработки сформирован термоупрочненный слой толщиной до 200 мкм и микротвердостью от 6 до 9,3 ГПа на образце, исходным материалом которого служила низкоуглеродистая сталь 20. При этом на поверхности образца достигнуто значительное снижение исходной шероховатости. Однако наличие остаточного аустенита в структуре термоупрочненного слоя предполагает возможность дальнейшего повышения его прочностных характеристик на заключительном этапе финишной обработки. Создание на поверхности образца регулярного микро-субмикрорельефа обеспечит повышение ее маслоудерживающих свойств. Совокупность этих результатов позволит повысить эксплуатационные свойства деталей, работающих в условиях повышенного износа.

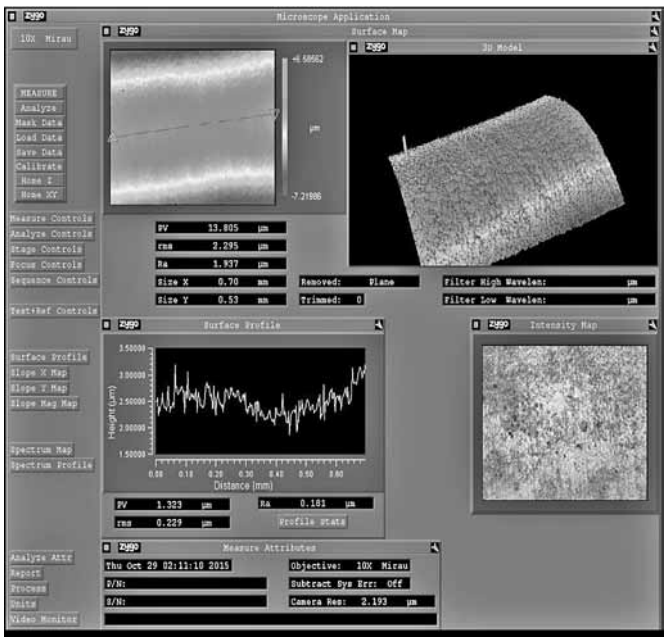


Рис. 8. Топография поверхности образца после ультразвукового деформирования

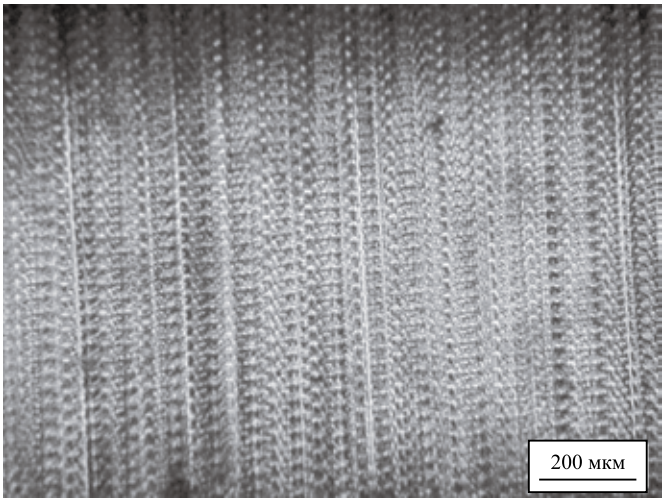


Рис. 9. Микрорельеф на поверхности образца после ультразвукового деформирования

Для решения указанных задач наиболее эффективным представляется ультразвуковое пластическое деформирование (УЗПД), направленное как на дальнейшее повышение упрочняющего эффекта, так и на формирование специфичного микрорельефа на поверхности [4, 9, 10].

Использование УЗПД на завершающем этапе финишной обработки позволило повысить микротвердость в пределах термоупрочненного слоя на 25...30 %, обеспечив ее значения 7,5...7,8 ГПа на поверхности. При этом на поверхности образца формируется специфичная микрогеометрия в виде регулярных построений (рис. 8, 9), $Ra = 0{,}181$ мкм.

Заключение

Результаты проведенных исследований отражают перспективы комбинированной упрочняюще-отделочной обработки деталей, выполненных из низкоуглеродистых сталей, с точки зрения повышения их износостойкости. Показано, что использование процессов цементации и закалки в электролитной плазме обеспечивает формирование термоупрочненного слоя толщиной до 200 мкм с максимальным уровнем микротвердости до 9...9,3 ГПа. Процессы электрохимического растворения, имеющие место при цементации в электролитной плазме, приводят к снижению параметра шероховатости поверхности *Ra* от исходного значения 2,2 мкм до 0,3 мкм после обработки. Установлено определенное снижение микротвердости на поверхности — до 6 ГПа, что объясняется наличием определенной доли остаточного аустенита после закалки высокоуглеродистых структур. Введение в комбинированную обработку на финишном этапе ультразвукового пластического деформирования привело как к повышению микротвердости в пределах термоупрочненного слоя на 25...30 %, так и к формированию на поверхности специфичного регулярного микрорельефа. Достижение такого сочетания упрочняющего и отделочного эффектов для деталей, выполненных из низкоуглеродистых сталей, является благоприятным для обеспечения высоких эксплуатационных показателей в условиях износа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рахимянов Х.М.** Теоретические основы комбинирования высокоинтенсивных термических и деформационных процессов в поверхностной обработке: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Тула, 1998. 40 с.

2. **Ясногородский И.З.** Электролитный нагрев металлов // Электрохимическая и электромеханическая обработка металлов. Л.: Машиностроение, 1971. С. 117—168.

3. **Рахимянов Х.М., Еремина А.С.** Цементация низкоуглеродистой стали при нагреве в электролите // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 3. С. 9—12.

4. **Рахимянов Х.М., Исхакова Г.А.** Поверхностное упрочнение с использованием низкотемпературной плазмы и ультразвука // Электронная обработка материалов. 1990. № 5. С. 9—12.

5. **Рахимянов Х.М., Еремина А.С.** Установка для химико-термической обработки в электролитной плазме // Сб. науч. тр. Новосибирского государственного технического университета. 2006. № 3. С. 141—144.

6. **Рахимянов Х.М., Еремина А.С.** Моделирование теплофизических процессов в поверхностном слое деталей при цементации в условиях анодного нагрева // Инновации в машиностроении: Сб. тр. 2-й Междунар. науч.-практ. конф. / под ред. В.Ю. Блюменштейна. 2011. С. 406—411.

7. **Рахимянов Х.М., Семенова Ю.С., Третьяков М.А.** Установка для ультразвукового пластического деформирования по токарной схеме // Наука. Технологии. Инновации: Материалы Всероссийской научной студенческой конференции молодых ученых. Новосибирск. 2009. С. 44—46.

8. **Теоретическое** обоснование области режимных параметров ультразвукового деформирования для обеспечения чистового и упрочняющего эффектов в обработке металлических материалов / Х.М. Рахимянов, К.Х. Рахимянов, А.С. Еремина и др. // Системы. Методы. Технологии. 2015. № 4. С. 55—61.

9. **Высокоэнергетические** процессы обработки материалов / О.П. Солоненко, А.П. Алхимов, Х.М. Рахимянов и др. Новосибирск: Наука, 2000. 425 с.

10. **Рахимянов Х.М., Семенова Ю.С.** Прогнозирование геометрического состояния поверхности цилиндрических деталей из стали 45 при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2011. № 3. С. 11—17.

УДК 621.794

В.П. Панков
(Научно-производственное предприятие "Плазма", г. Ставрополь)
E-mail: pankovvp61@list.ru

Исследование способов удаления покрытий с лопаток турбин газотурбинных двигателей

Представлены результаты исследований по разработке способа удаления покрытий с лопаток турбин газотурбинного двигателя. Приведены исследования по разработке технологии, предусматривающей травление и гидроабразивную обработку покрытий одновременно на наружной и внутренней поверхностях лопаток.

Ключевые слова: *лопатка турбины, ресурс, сплав, покрытие, структура, способ, раствор, травление, гидроабразивная обработка.*

The results of studies on the development of a method for removing coatings for turbine blades of a gas turbine engine are presented. Results of research on the development of technology, providing for etching and coating hydroabrasive treatment both on the outer and inner blades surfaces.

Keywords: *turbine blade, resource, alloy, coating, structure, method, solution, etching, hydroabrasive processing.*

Для удаления дефектных и исчерпавших свои свойства алюминидных покрытий применяют химический, механический, химико-механический и электролитический методы. Все методы удаления покрытий с лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) должны удовлетворять следующим требованиям [1]:

обеспечение полного удаления продуктов нагара, солевых отложений и оксидных пленок;

равномерность по толщине материала, удаляемого с лопаток турбин;

сохранение состава, структуры и свойств поверхностных слоев материала основы после удаления покрытия;

быстрое и экономичное удаление покрытий.

Механический метод основан на воздействии абразивного материала на покрытие. Удаление покрытия может проводиться на шлифовальных и полировальных станках или с помощью пескоструйной или гидропескоструйной техники. Для удаления покрытий при ремонте лопаток турбин разработана технология гидроабразивного съема покрытия на установках типа ЭЗ 2-86, ЭЗ-106 смесью абразива (абразивное зерно 24А № 20-25) с водой. Давление воздуха при обдувке 30...35 МПа; время обдувки 5 мин. Допускается наличие остатков покрытия толщиной не более 8...10 мкм.

Однако механический метод применяется ограниченно. Покрытия с лопаток турбин этим методом в настоящее время не удаляются, так как:

сложно, а в некоторых случаях невозможно, равномерное удаление покрытия со всей поверхности пера лопатки;

покрытия неравномерны по толщине, поэтому при обеспечении полноты их удаления будет неизбежно повреждаться материал основы, что недопустимо;

метод малопроизводителен.

Электролитический метод основан на удалении покрытия в растворах определенного состава электролизом с использованием постоянного и переменного тока. Раствор выбирают из расчета минимального воздействия на материал основы. Основными факторами, влияющими на скорость растворения покрытия и состояние поверхности основного материала, являются температура и плотность тока электролита.

Этот метод не нашел применения для удаления покрытий с лопаток турбин современных ГТД по следующим причинам:

неравномерность растворения покрытий за счет плохой рассеивающей способности электролита и неравномерного распределения тока по поверхности лопатки;

применение сложного, дорогостоящего оборудования с источником тока, регулирующей и контролирующей аппаратуры.

Химический метод основан на химическом взаимодействии соответствующего раствора с материалом покрытия при отсутствии взаимодействия с основным материалом детали. Этот метод — самый простой и дешевый. Он не требует сложного оборудования и позволяет обрабатывать детали сложной формы. Однако невозможность эксплуатации лопаток турбин сразу после химического травления покрытия без последующей механической обработки для удаления продуктов коррозии создает практически непреодолимые трудности в использовании его в чистом виде.

Общим недостатком электролитического, хими-

ческого и комбинированного методов является взаимодействие не только с материалом покрытия, но и с материалом основы. Действие выбранного состава может быть минимальным, но и оно все же нежелательно в местах, где нет покрытия или оно есть, но его надо сохранить. Наибольшее распространение получила защита материалов основы с помощью сложных органических и неорганических соединений, которые химически нейтральны в электролитах и растворах для разрыхления покрытий.

В настоящее время удаление покрытий при ремонте проводят химико-механическим методом, сочетающим в себе химическое разрыхление дефектных покрытий и механическое удаление продуктов коррозии (шлама). Для химического разрыхления дефектных покрытий лопаток турбин применяют растворы, содержащие азотную кислоту (HNO_3), соляную кислоту (HCl), фтористо-водородную кислоту (HF), хромовый ангидрид (Cr_2O_3), хлорное железо ($FeCl\ 6H_2O$), сернокислое железо ($[Fe_2(SO_4)]_3$).

Для повышения жаростойкости лопаток турбин высокого давления (ТВД) применяются вакуумно-плазменные и алюминидные покрытия [1, 2]. В процессе эксплуатации двигателей на лопатках турбин возникают дефекты, покрытия теряют свои защитные свойства за счет происходящих структурных изменений [3]. Распределение легирующих элементов (Al, Cr) по покрытию в зависимости от наработки двигателя и по элементам профиля лопатки представлены на рис. 1...4. Остатки покрытий, исчерпавших свои свойства, необходимо удалять как с наружной, так и с внутренней поверхности лопатки.

Сложность технологического процесса восстановления защитных покрытий на внутренней поверхности лопатки турбины обусловлена:

конструктивным исполнением лопатки;

трудностью удаления нагара и оксидных пленок

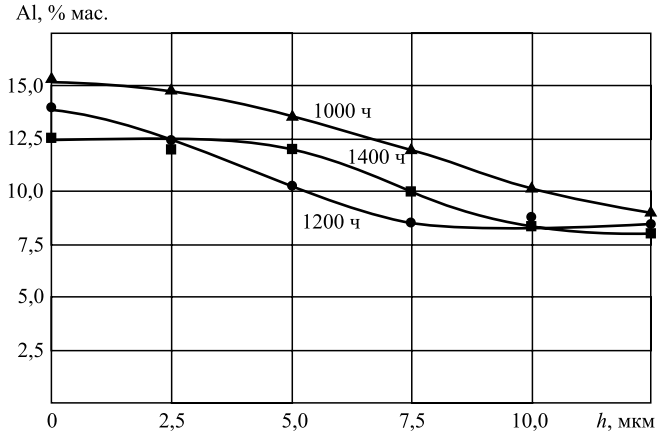


Рис. 1. Распределение концентрации алюминия по входной кромке покрытия СДП2-ВСДП16 при различной наработке двигателя

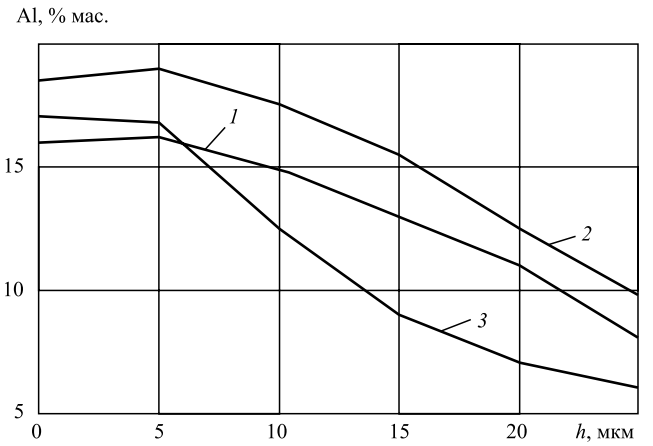


Рис. 2. Изменение концентрации алюминия по перу лопатки при наработке двигателя 1000 ч:

1 — входная кромка; *2* — спинка; *3* — выходная кромка

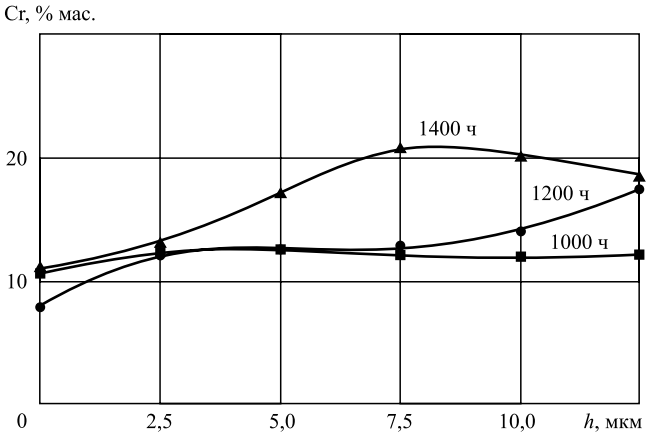


Рис. 3. Распределение концентрации хрома по входной кромке покрытия СДП2-ВСДП16 при различной наработке двигателя

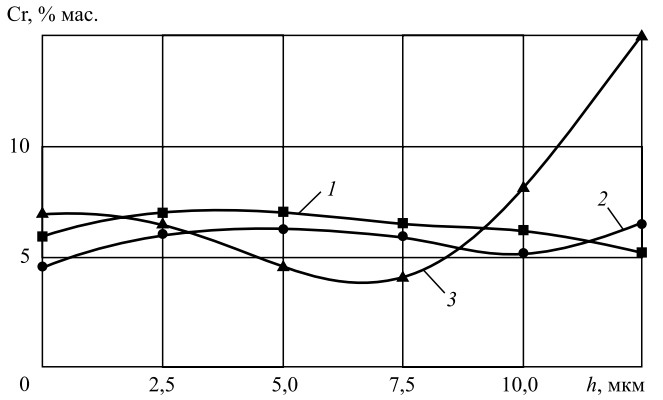


Рис. 4. Изменение концентрации хрома по перу лопатки при наработке двигателя 1000 ч:

1 — входная кромка; *2* — спинка; *3* — выходная кромка

из-за наличия силовых перегородок и теплоотводной штырьевой зоны, препятствующих полному удалению нагара и оксидных пленок при гидроабразивной обработке (ГАО);

необходимостью оптимизации температурно-временных режимов одновременного химического удаления вакуумно-плазменного покрытия на наружной поверхности и хромоалитированного покрытия на внутренней поверхности;

отсутствием средств контроля качества удаления изношенного покрытия внутри лопатки.

Для отработки технологии удаления защитных покрытий на внутренней поверхности лопаток ГТД использовали лопатки ТВД, изготовленные из сплава ЖС32ВСНК после наработки 1220 ч. Наружное покрытие — системы СДП2-ВСДП16, внутренняя полость хромоалитирована в смеси, содержащей 7 % алюминия, при температуре 1010 °С. Толщина покрытия на внутренней поверхности после наработки 1220 ч составляла 0,022...0,024 мм. Наружное и внутреннее покрытия полностью исчерпали свои защитные свойства (рис. 5, 6). Содержание алюминия в покрытии СДП2-ВСДП16 составляло 12,5...13,3 % мас., хромоалитированного слоя — 7,5 % мас.

Отработку технологии удаления покрытия на внутренней поверхности проводили по двум направлениям [4, 5]:

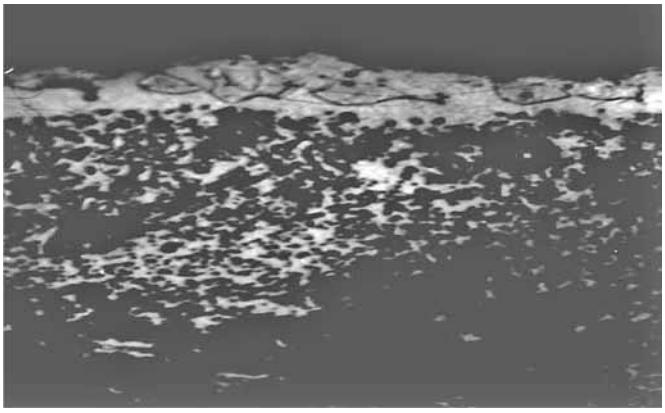


Рис. 5. Микроструктура покрытия лопаток ТВД (входная кромка) при наработке 1200 ч

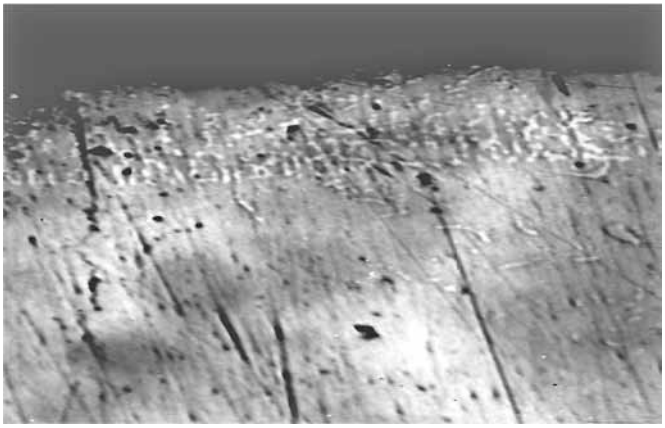


Рис. 6. Покрытие на внутренней поверхности лопатки (входная кромка) при наработке 1200 ч

хромоалитирование внутренней поверхности без химического удаления изношенного слоя, а лишь проведением ГАО и ГАО с термовакуумной возгонкой (ТВВ) оксидов при температуре 1200 °С и вакууме, равном 10^{-3} мм рт. ст.;

использование химико-механического метода удаления изношенного покрытия.

В первом случае на лопатках турбин проводили ГАО внутренней поверхности, после чего проведено хромоалитирование (ХА) при температуре 1010 °С в смеси с 7%-ным содержанием алюминия.

Во втором случае изменяли (повышали) температуру до 1190 °С и содержание алюминия в смеси с последующей термовакуумной обработкой (ТВО) при температуре 1240 °С и времени 1 ч 15 мин и отжигом при температуре 1050 °С в течение 3 ч. Толщина слоя покрытия в первом случае составляла 0,02 мм, а во втором — 0,03 мм. На внутреннем радиусе входной кромки в обоих случаях имеются участки, где хромоалитированный слой отсутствует, поверхность в этих местах окислена (рис. 7). Окисление поверхности произошло при работе лопаток на изделии, оксиды не были удалены ГАО.

Для отработки технологии удаления покрытий без использования химического травления использовали также метод ТВВ оксидов по режимам:

1. ГАО — нагрев до температуры 1200 °С — охлаждение до комнатной температуры — ГАО — ХА при температуре 1200 °С и ТВО по серийному режиму.

2. ГАО — нагрев до температуры 1200 °С — быстрое охлаждение вместе с печью до температуры 400 °С, быстрый нагрев до температуры 1200 °С — охлаждение до комнатной температуры — ГАО — ХА при температуре 1200 °С и ТВО по серийной технологии.

Использование нагрева для возгонки оксидов и термоциклирование для разрушения сплошности оксидной пленки не улучшают очистку внутренней поверхности лопаток под нанесение покрытия. Оксиды вне-

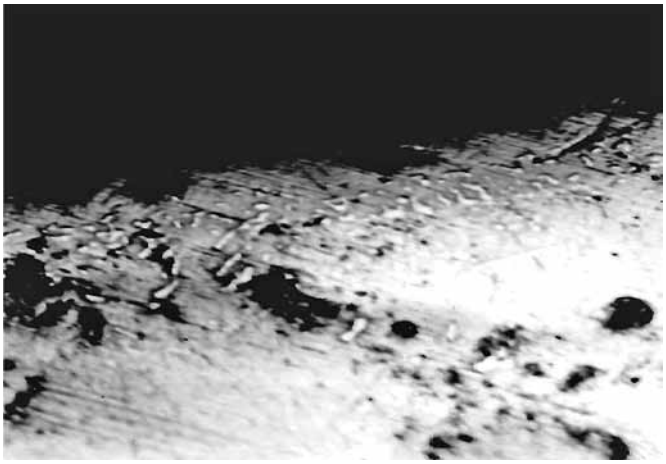


Рис. 7. Оксиды, внедренные в покрытие, нанесенное по режиму ГАО + ТВВ + ХА по серийной технологии

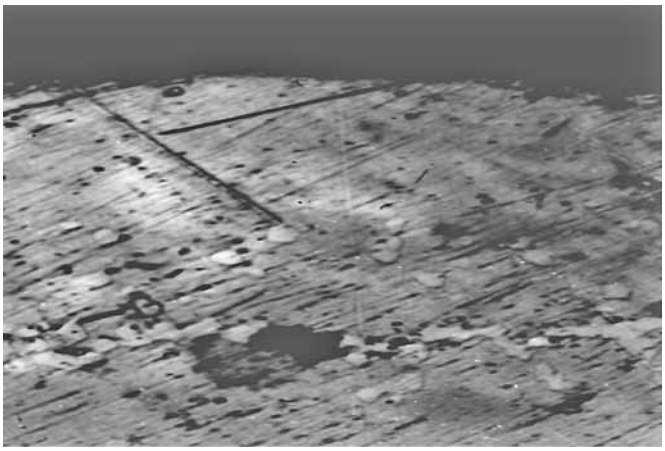


Рис. 8. Рассасывание покрытия при ТВВ

дряются в формирующееся покрытие (рис. 8), снижая его защитные свойства, а "рассасывание" покрытия при ТВО обогащает сплав элементами, вызывающими выпадение игольчатых фаз под покрытием (состав фаз не идентифицировался), что приводит к ухудшению механических характеристик сплава.

Проведенные эксперименты позволили установить, что восстановление защитного покрытия методом, предусматривающим гидроабразивную обработку, термовакуумную возгонку оксидов с последующим хромоалитированием в вакууме, не обеспечивает получение качественного покрытия на внутренней поверхности лопаток ТВД.

Для удаления отработанных и дефектных покрытий использовали химико-механический способ, включающий в себя химическое разрыхление покрытий и механическое удаление оставшихся продуктов взаимодействия химического раствора с покрытием.

Отработку технологии удаления защитных покрытий проводили в растворах:

а) HNO_3 — 350...390 г/л; HF — 9...11 г/л; Fe (порошок) — 2...4 г/л; H_2O — до 1 л раствора; б) HNO_3 — 320...340 г/л; HF — 9...11 г/л; Fe $(NO_3)_3$ — 11...22 г/л; H_2O — до 1 л раствора.

Перед отработкой режимов удаления защитных покрытий в растворах проводили ГАО внутренней и наружной поверхностей электрокорундом № 24А при давлении 0,3...0,4 МПа. Исследованы зависимости времени до полного разрыхления вакуум-плазменных и диффузионных покрытий от температуры раствора.

Анализ полученных данных показывает, что время травления и температура раствора оказывают значительное влияние на качество и скорость удаления покрытий. Повышение температуры раствора ускоряет процесс удаления как вакуум-плазменного, так и хромоалитированного покрытия. Однако повышение температуры раствора до 60 °С приводит к значительному увеличению скорости травления, покрытие травится неравномерно, растет взаимодействие раствора со сплавом основы, возможен растрав штырьевой зоны внутри лопатки. Повышение температуры особенно опасно для сплава, защищенного хромоалитированным слоем, который разрыхляется быстрее и при более низких температурах. Поэтому значительное повышение температуры раствора нецелесообразно. Установленная в результате эксперимента оптимальная температура одновременного травления покрытий на наружной и внутренней поверхностях составляет 40±2 °С. Для определения оптимального интервала времени химического разрыхления проводили травление лопаток I ступени турбины при постоянной температуре.

Различный характер удаления покрытий обусловлен различным распределением алюминия по толщине вакуум-плазменного и хромоалитированного покрытий после наработки на двигателе. Удаление хромоалитированного покрытия, сохраняющего максимальную концентрацию алюминия на поверхности, происходит равномерно по толщине. Вакуум-плазменное покрытие, обедненное алюминием (обогащенное хромом), на поверхности практически нейтрально к раствору, затем отслаивается за счет разрыхления границы сплав—покрытие. Для полного удаления покрытий время выдержки в растворе должно составлять 25...30 мин. Несмотря на низкое содержание алюминия в покрытии и высокое содержание хрома (при низком содержании хрома в сплаве ЖС32) при достаточно высоком уносе массы при взаимодействии с раствором состояние поверхности лопатки при металлографическом и ЛЮМ-А-контроле при указанных режимах хорошее (рис. 9). Напыление на входную кромку лопаток ВСДП-16 с повышенным содержанием алюминия в целом сближает температурно-временные интервалы удаления покрытия на входной кромке и по перу лопатки в целом. Внутренняя поверхности имеет незначительную шероховатость (рис. 10) в виде ямок травления, сглаженных при ГАО, глубина которых не превышает 0,005...0,01 мм.

Поскольку данный метод предусматривает удаление покрытий с лопаток турбин, имеющих различную наработку в составе двигателя и различный характер химического разрыхления, зависящий от наработки, необходимо знать влияние возможного растрава сплава на механические характеристики сплава лопатки. В ЦИАМе (отделение 200) провели оценку влияния растрава материала глубиной 0,03 мм на внутренней поверхности лопаток на характеристики долговечности и пластичности образцов, испытанных на длительную прочность. Испытания проводили на образцах, вырезанных из отливок лопаток ТВД (ЖС32ВСНК) с сохранением внутренней поверхности профильной части с выдержкой при температуре 1240 °С в течение 15 мин (имитация пайки заглушек) и ТВО при температуре 1240 °С 1 в течение 1 ч 15 мин. Результаты испытаний,

Рис. 9. Наружная поверхность лопатки после удаления покрытий (ЛЮМ-А-контроль)

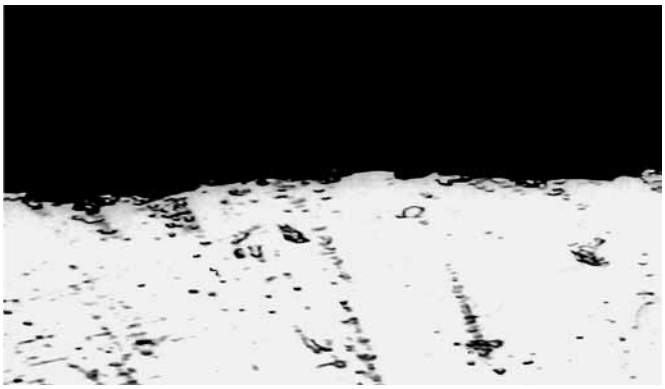


Рис. 10. Внутренняя поверхность лопатки после удаления покрытия

проведенных на установке ZSt-3/3 при температуре 1000 °С, показали, что растрав внутренней поверхности до 0,03 мм не снижает характеристики долговечности и пластичности сплава ЖС32ВСНК. Среднее значение времени до разрушения образцов, вырезанных из таких лопаток, равнялось 46 ч (без растрава). Некоторое снижение долговечности образцов, имеющих растрав, связано с сочетанием следующих факторов: кристаллографической ориентации; морфологии и количества упрочняющей фазы. Длительная пластичность материала лопаток с растравом (относительное удлинение) $\overline{\delta}_t$ — 9,8 %; относительное поперечное сужение $\overline{\Psi}_t$ — 19,9 %, что практически не отличается от пластичности нерастравленных.

При последующем хромоалитировании необходимо учитывать состояние поверхности (шероховатость) и использовать такие режимы нанесения покрытий, чтобы имелся запас толщины покрытия для ликвидации этих дефектов. Остатки вакуум-плазменного покрытия удаляются полировкой. Защиту замков лопаток от взаимодействия с химическим раствором осуществляют изоляцией их полихлорвиниловыми лаками.

Разработанная технология удаления защитных покрытий с лопаток турбин высокого давления предусматривает использование действующего оборудования цехов по удалению покрытий без его совершенствования и разработки новых конструкций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Коломыцев П.Т.** Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1984.

2. **Панков В.П., Павлоградский С.А., Панков Д.В.** Разработка комбинированного жаростойкого покрытия для лопаток турбин высокого давления газотурбинного двигателя // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 5. С. 22—27.

3. **Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А.** Структурные изменения в жаростойких покрытиях лопаток турбин при эксплуатации // НаукаПарк. 2014. № 2—2 (22). С. 51—55.

4. **Панков В.П., Павлоградский С.А., Панков Д.В.** Удаление покрытий с рабочих лопаток ГТД // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 4. С. 33—37.

5. **Панков В.П., Соловьев В.А.** Исследование способа удаления покрытий с лопаток турбин ГТД при ремонте // Инновационные направления развития в образовании, экономике, технике и технологиях / под ред. В.Е. Жидкова. 2014. С. 314—319.

УДК 546.26:661.18:621.9.048.7

А.Л. Галиновский, В.А. Моисеев, А.С. Проваторов
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана),
А.С. Осипков *(ООО "Нанотестконсалт" МГТУ им. Н.Э. Баумана)*,
Г.И. Яковлев *(Ижевский государственный технический университет им. М.Т. Калашникова)*
E-mail: galcomputer@mail.ru

Разработка ультраструйной технологии получения суспензий с углеродными нанотрубками

Рассматривается актуальная проблема диспергирования наномодификаторов. Используемые в настоящее время методы диспергирования недостаточно эффективны и зачастую не обеспечивают необходимую дисперсность наночастиц в суспензиях. Это снижает эффективность последующего использования жидкофазных наномодификаторов, в частности при производстве различных композиционных полимерных и керамических конструкций. Решение проблемы может заключаться в применении ультраструйной технологии, позволяющей, как показано в статье, обеспечить достаточно высокий уровень диспергирования.

Ключевые слова: *наномодификатор, ультраструя, диспергирование, суспензия, твердосплавная мишень.*

The actual problem of dispergating of nanomodifiers is considered. Now the used methods of dispergating are insufficiently effective and often don't provide necessary dispersion of nanoparticles in suspensions. It reduces efficiency of the subsequent use of liquid-phase nanomodifiers, in particular by production of various composite polymeric and ceramic designs. The solution can be found in application of the ultrajet technology allowing as shown in article, to provide rather high level of dispergating.

Keywords: *nanomodifier, ultrajet, dispergating, suspension, hard-alloy target.*

Введение

Сегодня композиционные материалы являются своеобразным ресурсом в развитии различных отраслей машиностроения, авиа- и ракетостроения, строительства и т. д. Им отводится значимое место в решении ряда актуальных проблем совершенствования технических изделий, повышения их надежности, увеличения ресурса, снижения себестоимости эксплуатации и т. д. Разработка современных высокоэффективных композиционных материалов является актуальной задачей, решение которой невозможно без модификации их свойств.

Одним из перспективных направлений развития композиционных материалов является модификация их многослойными углеродными нанотрубками (МУНТ), позволяющая добиться существенного повышения механических характеристик за счет направленного изменения структуры матрицы исходного материала [1].

Эффективность применения модифицирующих добавок, представляющих собой наносуспензии на основе МУНТ, зависит от тщательности диспергирования их в водной среде [1]. МУНТ подвержены образованию агломератов в своей структуре, что затрудняет их равномерное распределение в различных технологических средах. На основе исследований различных методов получения наносуспензий [2—4] можно сделать вывод о том, что униформное распределение наночастиц по всему объему связующего позволяет достигнуть прочной связи их с молекулами матрицы и тем самым повысить технологические и потребительские свойства получаемых материалов.

Значительное влияние на эффективность использования таких добавок оказывают их геометрические параметры. В работе [1] продемонстрировано, что применение МУНТ с разным соотношением между их диаметром и длиной позволяет добиться увеличения прочности цементных паст до 269 % относительно контрольных образцов. Практически важным результатом является установленная связь между степенью диспергации МУНТ и прочностными показателями композиционных материалов строительного назначения [1].

Также следует отметить что, модификация структуры матрицы и наполнителя композиционных материалов позволяет добиться существенного повышения эксплуатационных характеристик силовых композитных конструкций. В работах [5—8] практическую значимость представляет тот факт, что наномодифицирование связующего перед пропиткой наполнителя позволяет повысить технологические свойства матрицы и тем самым понизить газопроницаемость композиционных материалов в процессе растяжения.

Исходя из изложенного можно сделать вывод о том, что получение наносуспензий является важной технико-технологической задачей в производстве современных композиционных материалов. В настоящее время для диспергирования МУНТ применяется ряд традиционных технологий: ультразвуковое диспергирование, кавитационное гидродинамическое диспергирование, механическое диспергирование с помощью различных мельниц, диспергирование с помощью поверхностно-активных веществ. Основными недостатками данных методов являются их малая производительность, высокий уровень технологичности используемого оборудования и его высокая энергоемкость.

В работах [9—11] отмечается, что в зависимости от технологии получения дисперсий МУНТ возможно добиться повышения прочности матрицы композиционного материала на 30...50 %, что также положительно влияет на понижение газопроницаемости конструкций из композиционных материалов.

Технологическая схема ультраструйного диспергирования

В МГТУ им. Н.Э Баумана предложена технология использования сверхскоростной струи жидкости в качестве специфического инструмента для получения на базе размываемого струей материала мишени ультрамелкодисперсных функциональных суспензий [12].

Согласно [12] под ультраструйными технологиями (УСТ) понимают совокупность физических методов и технических средств, обеспечивающих такие параметры высокоэнергетической компактной гидроструи, которые при ее взаимодействии с окружающей средой, например, при динамическом торможении (ударе) о твердотельную мишень способны привести к инструментально фиксируемым целенаправленным изменениям состояния поверхности и/или объема материала мишени, а также свойств самой гидросреды, подвергнутой ультраструйному воздействию (обработке).

Так как основным технологически значимым, базовым физическим процессом УСТ является гидроэрозионное разрушение ультраструей жидкости поверхностного слоя материала мишени, то при осуществлении всех операционных ультраструйных гидротехнологий в той или иной степени имеет место явление образования в зоне удара струи жидкости в мишень ультраструйной суспензии [12].

Вместе с тем возникла гипотеза о возможности использования потенциала данной технологии и разработанной ранее научно-методической базы для решения задачи получения наносуспензий на основе МУНТ. Известную технологию получения микросуспензий [12] можно адаптировать для диспергирования МУНТ и тем самым повысить их технологические и потребительские свойства.

На рис. 1 представлена одна из возможных схем применения технологии микросуспензирования [12] для диспергирования углеродных наноструктур.

Для проведения исследований по диспергированию МУНТ с помощью адаптированной известной технологии микросуспензирования [12] использовали нанотрубки с различным составом. Характеристики исследуемых МУНТ приведены в табл. 1.

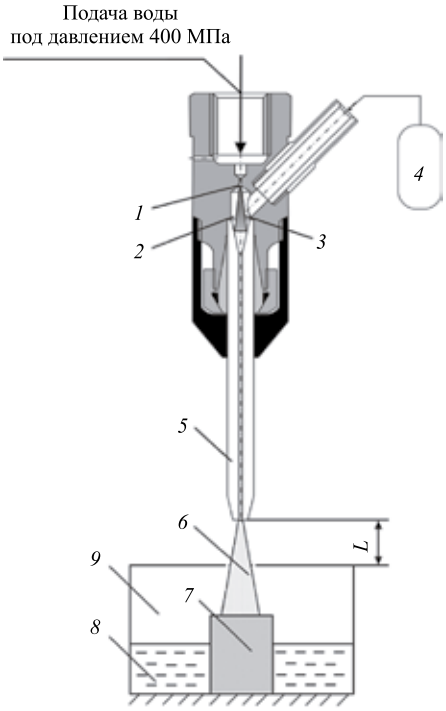


Рис. 1. Принципиальная схема реализации диспергирования МУНТ ультраструйным методом:
1 — высоконапорное гидросопло малого диаметра; *2* — камера смешивания; *3* — высокоскоростная струя жидкости; *4* — система подачи МУНТ в исходном состоянии; *5* — фокусирующее гидросопло; *6* — высокоскоростная кавитирующая струя; *7* — мишень из твердого сплава; *8* — вода с обработанными МУНТ; *9* — емкость-уловитель; *L* — расстояние между гидросоплом и поверхностью емкости-уловителя

Таблица 1

Характеристики исследуемых МУНТ

Производитель	Состав	Технология приготовления
Ижевский машиностроительный завод (Ижмаш)	2%-ная суспензия МУНТ, приготовленная из композиции CW2-45, включающей 45 % МУНТ и 55 % карбоксиметилцеллюлозы	Перемешивание в высокоскоростном бисерном смесителе
"Аркема" (Франция)	8%-ная суспензия МУНТ, приготовленная на гиперпластификаторе на основе карбоксилатных эфиров	Ультразвуковое перемешивание

В процессе экспериментальной отработки применения технологии микросуспензирования [12] указанные выше МУНТ подвергали ультраструйной обработке. Растворы МУНТ подавали в камеру смешивания ультраструйной установки с помощью специального дозатора, что позволило им в процессе обработки приобрести скорость, близкую к скорости струи жидкости (800 м/с), образованной под действием давления ~ 400 МПа.

Разогнанные таким образом МУНТ взаимодействовали (ударялись) с твердосплавной мишенью (WC), установленной в специально спроектированную и изготовленную экспериментальную оснастку.

Применяемое оборудование

Емкость для сбора суспензии (рис. 2) представляет собой разъемную камеру, состоящую из двух цилиндрических оболочек, способных надеваться одна на другую. В нижней оболочке имеется трубка для слива полученной суспензии. Твердотельная мишень крепится в нижней оболочке на сетчатой поверхности, способствующей стеканию обработанной жидкости через сливную трубу нижней цилиндрической оболочки.

Рис. 2. Емкость для сбора суспензии

Система подачи МУНТ (см. рис. 1, поз. *4*) представляет собой пневмоцилиндр, разделенный поршнем на две части. В одной из них помещен премикс обрабатываемых нанотрубок, в другую нагнетается воздух под высоким давлением, способствующий подаче премикса в камеру смешивания установки.

Анализ полученной в результате обработки суспензии выполняли с помощью лазерного анализатора размеров частиц Microtrac Bluewave с технологией трех лазеров.

Характеристики анализатора Microtrac Bluewave

Диапазон измерений, мкм ..... От 0,01 до 2000
Длина волны лазеров, нм:
красный 780
синие 405
Номинальная мощность, мВт 3
Система обнаружения ..... Два неподвижных фотоэлектрических детектора для оптимального обнаружения рассеянного света (0,02...163° при 151 детекторном элементе)

Результаты экспериментальных исследований

Анализ результатов проведенной обработки МУНТ показал, что использованная технология позволяет уменьшить минимальный зарегистрированный размер частиц в составе образованной таким образом гидросреды в 1,5...2 раза по сравнению с ультразвуковым методом (табл. 2, 3). Полученные результаты также иллюстрируют уменьшение среднего размера частиц в составе МУНТ, подвергнутых гидроструйной обработке, в среднем в 4...5 раз, что иллюстрирует эффективность данного метода в целом.

В результате анализа получены средние размеры частиц по количественному и объемному распределениям, а также минимальный зарегистрированный размер частиц в образцах (см. табл. 2, 3*).

* Дополнительную ультразвуковую обработку проводили с помощью встроенных средств лазерного анализатора размеров частиц Microtrac Blutwave с технологией трех лазеров.

Таблица 2

Результаты анализа размеров частиц исходных образцов

Дополнительное воздействие	Контролируемый параметр	Ижмаш	"Аркема"
Без воздействия	Средний размер по объемному распределению, мкм	7,58	3,06
	Минимальный зарегистрированный размер частиц, мкм/% таких частиц	0,817/0,3	0,817/1,14
	Моды, мкм/% частиц в моде	4,2/100	3,43/79 1,061/21
Ультразвуковая обработка	Средний размер по объемному распределению, мкм	6,08	1,919
	Минимальный зарегистрированный размер частиц, мкм/% таких частиц	0,486/0,42	0,145/0,11
	Моды, мкм/% частиц в моде	3,3/100	1,743/100

Таблица 3

Результаты анализа размеров частиц образцов, подвергнутых ультраструйной обработке

Дополнительное воздействие	Контролируемый параметр	Ижмаш	"Аркема"
Без воздействия	Средний размер по объемному распределению, мкм	5,76	0,491
	Минимальный зарегистрированный размер частиц, мкм/% таких частиц	0,678/0,23	0,018/0,15
	Моды, мкм/% частиц в моде	6,9/97,7 0,939/2,3	1,296/27 0,098/73
Ультразвуковая обработка	Средний размер по объемному распределению, мкм	1,025	0,409
	Минимальный зарегистрированный размер частиц, мкм/% таких частиц	0,145/0,32	0,036/1,16
	Моды, мкм/% частиц в моде	1,084/82 0,209/17,9	1,39/20,3 0,096/79,7

Сравнительные данные, отражающие количественное распределение частиц в составе исходных МУНТ до и после дополнительной ультразвуковой обработки, представлены на рис. 3 и 4 соответственно.

На рис. 5, 6 представлены результаты, отображающие количественное распределение частиц в составе МУНТ, подвергнутых ультраструйной обработке, до и после дополнительного ультразвукового воздействия соответственно.

Результаты анализа показывают уменьшение среднего размера частиц в составе МУНТ, подвергнутых ультраструйной обработке, что иллюстрирует большую эффективность данного метода, чем традиционных [11].

Теоретическое обоснование возможности получения наномасштабных агломератов при ультраструйной обработке

Согласно работе [13] важнейшей характеристикой рассматриваемой гидротехнологии получения ультрамелкодисперсных суспензий является количественная оценка энергетических параметров процесса ультраструйного суспензирования. Эта оценка необходима для анализа динамики энергетических превращений в зоне ударного воздействия ультраструи на суспензируемую (размываемую) мишень или на агломераты в самой струе.

Технология ультраструйного диспергирования может использоваться для создания микро- и наносуспензий из частиц, введенных в струю до удара о мишень путем эжекции в камеру смешения (см. рис. 1). В результате такого интенсивного динамического воздействия на жидкость происходит множественный разрыв ее сплошности, следствием которого является обазование облака мелкодисперсного спрея из микро- и нанокапель исходной гидротехнологической среды. Причем сама кинетика процесса разрушения ультраструи жидкости о твердотельную мишень может интегрально рассматриваться и интерпретироваться с позиций термофлуктуационной теории прочности С.Н. Журкова [14] с учетом ударно-волнового механизма гидродиспергирования. В этом смысле процесс ударного распыления, связанный с интенсивным, энергетически неравновесным характером разрыва сплошности исходной жидкости, во многом физически идентичен явлению кавитации. Поэтому наблюдаемые и известные кавитационно-физические процессы, в первую очередь ультразвуковой и электромагнитной природы, должны иметь место и при ультраструйном ударно-динамическом диспергировании жидкостей и суспензий на их основе, к которым можно отнести водный раствор углеродных нанотрубок [13].

Для количественной оценки параметров ультраструйного микродиспрегирования жидкостей воспользуемся интегральным анализом особенностей энергетических превращений в зоне гидроконтактного воздействия ультраструи на мишень.

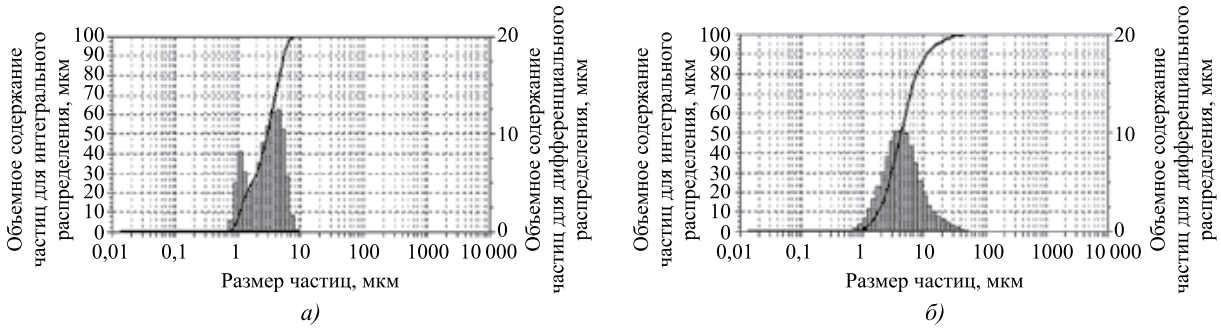


Рис. 3. Графики значений средних размеров частиц по объемному распределению для исходных образцов:
а — МУНТ производства "Аркема"; *б* — МУНТ производства Ижмаш

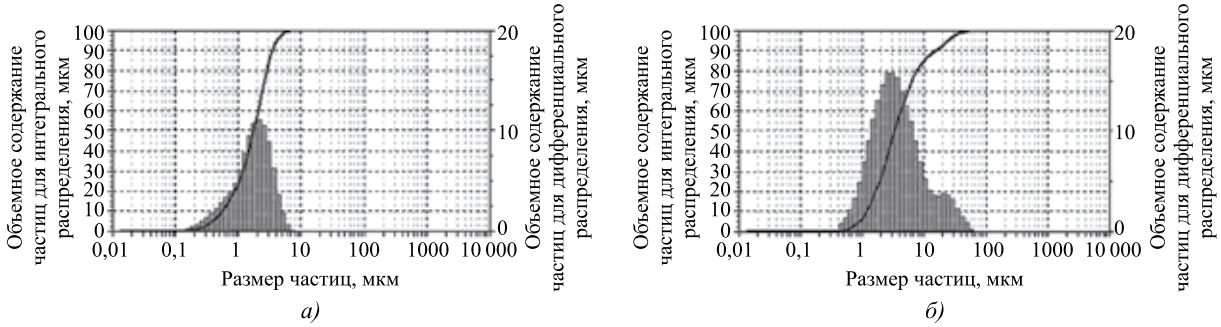


Рис. 4. Графики значений средних размеров частиц по объемному распределению для исходных образцов с дополнительным ультразвуковым воздействием:
а — МУНТ производства "Аркема"; *б* — МУНТ производства Ижмаш

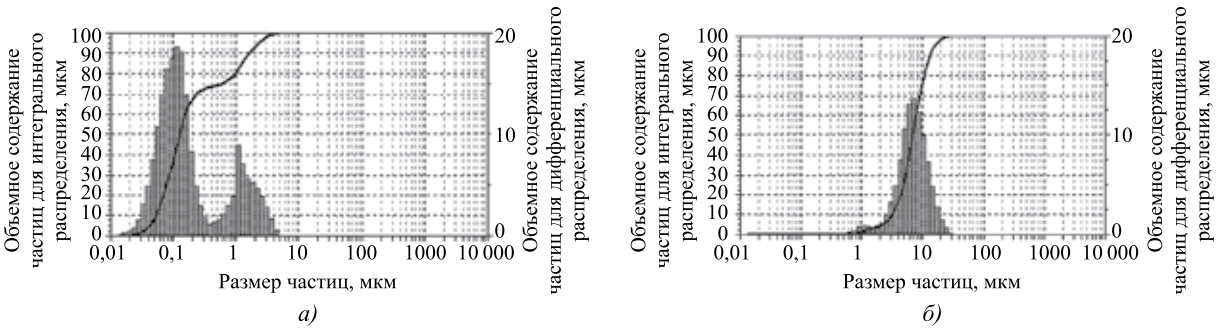


Рис. 5. Графики значений средних размеров частиц по объемному распределению для образцов, подвергнутых ультраструйной обработке:
а — МУНТ производства "Аркема"; *б* — МУНТ производства Ижмаш

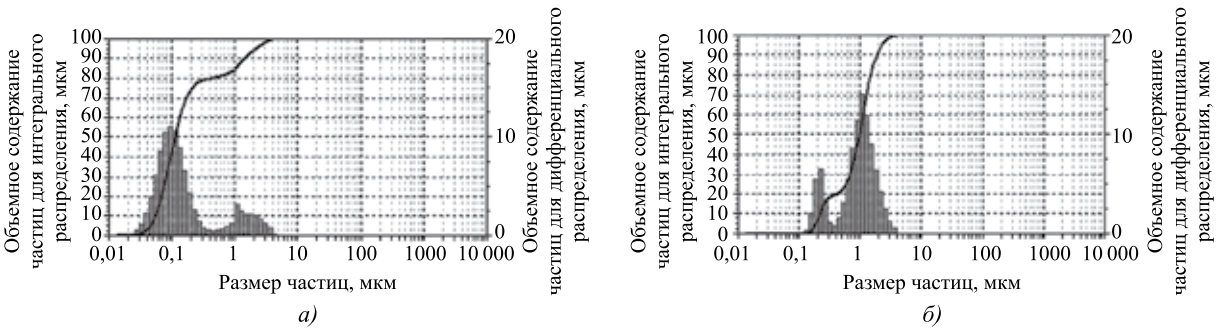


Рис. 6. Графики значений средних размеров частиц по объемному распределению для образцов, подвергнутых ультраструйной обработке с дополнительным ультразвуковым воздействием:
а — МУНТ производства "Аркема"; *б* — МУНТ производства Ижмаш

Не учитывая тонкие физико-технологические эффекты спрееобразования и поэтапный характер энергетических превращений в зоне ультраструйного гидродиспергирования, запишем уравнение баланса энергий (мощности процесса спрееобразования) в виде

$$K_э \dot{m} \frac{V^2}{2} = \sum_{i=1}^{N} \dot{n}_i \sigma_i S_i \ , \qquad (1)$$

где $K_э$ — коэффициент, характеризующий кинетическую энергию ультраструи, расходуемую непосредственно на процесс образования новых поверхностей в диспергируемой жидкости; $\dot{m}$ — массовый расход жидкости, кг/с; V — исходная скорость ультраструи диспергируемой жидкости вблизи мишени, м/с; $\dot{n}_i$ — число частиц жидкости i-го размера, образующихся в единицу времени в процессе удара ультраструи о мишень, с$^{-1}$; σ_i — поверхностное натяжение i-й микрокапли диспергируемой жидкости — сила ее поверхностного натяжения, Н/м; S_i — площадь поверхности одной i-й микрокапли, м^2; N — общее число частиц жидкости (микрокапель) в облаке распыленной жидкости — облаке спрея.

Энергетическое уравнение (1) содержит ряд неизвестных параметров: $\dot{n}_i$, S_i, σ_i. Поэтому для его решения необходимо дополнительное условие связи, которым является массовое соотношение

$$K_m \dot{m}_i = \rho \sum_{i=1}^{N} \dot{n}_i \mathrm{v}_i, \qquad (2)$$

где K_m — коэффициент, характеризующий часть массы (объема) исходной жидкости $\dot{m}_i$, которая распыляется (диспергируется) непосредственно в момент удара ультраструи о мишень; ρ — плотность диспергируемой жидкости, кг/м^3; v_i — объем частицы i-го размера распыленной жидкости, м^3.

Для совместного решения (1) и (2) в замкнутом виде необходимо знание закономерностей процесса распыления (спрееобразования), в частности функциональных зависимостей вида

$$n_i = f(S_i \mathrm{v}_i),\ i = 1, 2, ..., N. \qquad (3)$$

Таким образом, соотношения (1)...(3) позволяют оценить степень дисперсности образующихся при ударе ультраструи жидкости микрокапель облака спрея. Причем наиболее сложно определить вид уравнений (3), в частности экспериментальным способом [15], например по отпечаткам (трекам) частиц спрея на специальном экране, устанавливаемом на разном расстоянии от зоны ультраструйного гидродиспергирования исходной жидкости. Кроме того, оценка количественных параметров $K_э$ и K_m также требует постановки достаточно тонких прямых экспериментов.

Заметим, что в научно-практическом отношении решение (1)...(3) имеет важное значение для подробного физико-энергетического анализа особенностей (специфики) рассматриваемого способа гидродиспергирования жидкостей, т. е. образования облака ультрамелкодисперсного спрея распыленной жидкости. Поэтому даже весьма приближенные количественные оценки, на данном уровне исследований, будут весьма полезны для обоснования физико-технологической эффективности рассматриваемой гидротехнологии ультраструйного получения микро-нанодисперсных структур [13].

Для решения поставленной задачи по количественной оценке параметров, входящих в (1)...(3), сделаем следующие допущения:

1. Образующиеся при ударе о мишень ультраструи диспергируемой жидкости все микрокапли (гидрочастицы) имеют примерно одинаковый размер, а их форма близка к сферической. В этом случае не учитывается вероятностный характер соотношения (3), т. е. полагается, что: $\mathrm{v}_i = \mathrm{v}_{i+j}$; $S_i = S_{i+j}$, ($i, j = 1, 2, ..., N$). Более подробно вид соотношения (3) обсуждается в специальной литературе по распылению жидкостей [15].

2. Температура всех микрокапель примерно одинакова, т. е. $\sigma_i = \mathrm{const}$, причем σ_i не зависит от их размера.

3. Примем, что $K_m = K_э$, т. е. в первом приближении приравняем энергетическую и массовые части ультраструи, подвергаемой ударно-импульсному распылению. Это наиболее смелое допущение, однако именно оно позволяет коренным образом повысить результативность получения количественных оценок процесса ультраструйного субмикросуспензирования.

С учетом принятых допущений и используя известные соотношения площади и объема микрочастиц сферической формы, получим после тривиальных преобразований

$$r = \frac{6\sigma}{\rho V^2}, \qquad (4)$$

где r — радиус микрокапли распыленной жидкости.

Учитывая, что $V = \sqrt{2P/\rho}$, где P — гидродавление распыляемой жидкости, Па, окончательно будем иметь

$$r = \frac{3\sigma}{P}. \qquad (5)$$

Анализ соотношений (4) и (5) позволяет сделать следующие выводы:

1. Размер гидрочастиц, образующихся при ультраструйном распылении (диспергировании), составляет порядка 10^{-9} м, т.е. 1 нм, для

жидкостей при рабочем давлении в гидросистеме $P \geqslant 100$ МПа.

2. Данная гидротехнология может использоваться для создания микро- и наносуспензий из частиц, введенных в струю до удара.

Заключение

Сравнительный анализ размеров частиц суспензии как одного из основных выходных параметров диспергирования показал, что технология, основанная на ультраструйном суспензировании [12], имеет значительные преимущества перед традиционными методами диспергирования. Так, было установлено, что предложенная технология ультраструйного диспергирования позволяет добиться существенного уменьшения размеров частиц в составе МУНТ, в среднем в 4...5 раз. Получение частиц таких размеров может значительно повысить эффективность использования ряда жидкофазных растворов, в частности красок, присадок и пр., что говорит о практической значимости рассматриваемой технологии.

Перспективой развития исследования является установление временны́х границ сохранения заданного уровня диспергирования МУНТ, что крайне важно для выдачи практических рекомендаций по их использованию для приготовления вяжущих, введения в состав присадок, красок и других материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Дисперсии** многослойных углеродных нанотрубок в строительном материаловедении / Б.М. Хрусталев и др. // Наука и техника. 2014. № 1. С. 44—52.

2. **Multifunctional** composites using reinforced laminae with carbon-nanotube forests / V.P. Veedu, A. Cao, X. Li et al. // Nat. Mater. 2006. № 5. P. 457-62.

3. **Multiscale** carbon nanotube—carbon fiber reinforcement for advanced epoxy composites / E. Beyakrova, E.T. Thostenson, A. Yu et al. // Langmuir. 2007. No. 23. P. 3970-4.

4. **Processing** a glass fiber reinforced vinyl ester composite with nanotube enhancement of interlaminar shear strength / J. Zhu, A. Imam, R. Crane et al. // Compos. Sci. Technol. 2007. No. 67. P. 1509-17.

5. **Тарасов В.А., Степанищев Н.А.** Применение нанотехнологий для упрочнения полиэфирной матрицы // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. Спец. вып. Актуальные проблемы развития РКТ и систем вооружения. 2010. С. 207—217.

6. **Тарасов В.А., Степанищев Н.А.** Упрочнение полиэфирной матрицы углеродными нанотрубками // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Приборостроение. Спец. вып. Наноинженерия. 2010. С. 53—65.

7. **Тарасов В.А., Степанищев Н.А., Боярская Р.П.** Методика экспериментального определения характеристических моментов времени технологического процесса приготовления наносуспензий в условиях ультразвукового воздействия // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. Спец. вып. Энергетическое и транспортное машиностроение. 2011. С. 53—65.

8. **Повышение** качества и технологичности полиэфирной матрицы композитных конструкций на базе ультразвукового наномодифицирования / В.А. Тарасов, Н.А. Степанищев, В.А. Романенков, А.И. Алямовский // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2012. С. 166—174.

9. **Reinforcement** of polymers with carbon. nanotubes / M. Cadek, J.N. Coleman, K.P. Ryan et al. // Nano Letters. 2004. Vol. 4. № 2. P. 353—356.

10. **Evidence** of the reinforcement role of chemical vapour deposition multi-walled carbon nanotubes in a polymer matrix // Letters to the Editor. Carbon. 2003. P. 1309—1328.

11. **Наноструктурирование** композитов в строительном материаловедении: монография / Г.И. Яковлев, Г.Н. Первушин, Я. Керене и др. // Ижевск: Изд-во ИжГТУ им. М.Т. Калашникова, 2014. 196 с.

12. **Барзов А.А., Галиновский А.Л., Сысоев Н.Н.** Ультраструйное суспензирование жидкостей. М.: Изд-во МГУ, 2012. 356 с.

13. **Галиновский А.Л., Барзов А.А., Проваторов А.С.** Изучение параметров гидросуспензий полученных методом ультраструйной обработки // Наука и образование. [Электронный журнал.]. 2012. № 10.

14. **Определение** перенапряженных химических связей в полимерах методом инфракрасной спектроскопии / С.Н. Журков, В.И. Веттегрень, В.Б. Корсуков, И.И. Новак // Физика твердого тела. 1969. Т. 11. № 2. С. 290—295.

15. **Пажи Д.Г., Галустов В.С.** Распылители жидкостей. М.: Химия, 1979. 216 с.

УДК 621.793.184:620.22:620.1

К.Н. Полещенко, О.Д. Худякова
(Омский институт (филиал) Российского экономического университета им. Г.В. Плеханова)
E-mail: k_poleschenko@mail.ru

Фреттингостойкость наноструктурных топокомпозитов на титановой основе

Обоснован подход к решению проблемы повышения фреттингостойкости конструктивных элементов энергоустановок за счет использования наноструктурных топокомпозитов на титановой основе. Описана методика получения данных материалов путем комбинированной ионно-плазменной обработки с использованем трехкатодной системы. Проведена экспериментальная сравнительная оценка фреттингостойкости наноструктурированных топокомпозитов. Показано, что повышенная фреттингостойкость наноструктурных топокомпозитов обеспечивается за счет формирования специфических вторичных структур, представляющих собой упорядоченные массивы наноразмерных конгломератов.

Ключевые слова: *фреттингостойкость, наноструктурированные топокомпозиты, ионно-плазменное воздействие, вторичные структуры, фреттинг-коррозия.*

The approach to solving the problem of increasing fretting resistance of structural elements of electric power installations through the use of nanostructured titanium-based topocomposites was substantiated. A method for producing these materials by means of the combined ion-plasma treatment with the use of three cathode system was described. The experimental comparative evaluation of fretting resistance of nanostructured topocomposites was performed. It was demonstrated that the increased fretting resistance of nanostructured topocomposites is provided by the formation of a different specific secondary structures which are ordered arrays of nanoscale conglomerates.

Keywords: *fretting resistance, nanostructured topocomposites, ion-plasma exposure, secondary structures, fretting corrosion.*

Введение

Фреттинг-коррозия является превалирующим видом износа конструктивных элементов энергоустановок и авиационных газотурбинных двигателей. Износ в результате фреттинг-коррозии достигает 60 % от всех видов эксплуатационных дефектов. Для фреттинг-коррозии металлических поверхностей характерно образование внутриокисленной структуры типа оксидов металла. В приповерхностных слоях происходят повреждения усталостного характера: образование углублений, окисление, образование твердых частиц оксидов, которые зависят от температуры, нагрузки, частоты вибраций.

В зависимости от условий контакта в изделиях авиационной техники выделяют две группы деталей узлов трения. К первой группе относятся втулки с прессовой посадкой, заклепочные, резьбовые, болтовые соединения, замки лопаток и другие детали, находящиеся в неподвижном контакте, испытывающие небольшие периодические относительные перемещения. Ко второй группе относятся подшипниковые опоры, зубчатые соединения, шпоночные соединения и другие детали, которые находятся в покое лишь в течение некоторого периода времени.

Для первой группы основными причинами снижения долговечности являются усталостные разрушения в результате фреттинга, для второй — схватывание и заедания пар трения. При разрушении от фреттинг-коррозии зачастую наблюдается выделение порошкообразных мелкодисперсных продуктов износа, представляющих собой оксиды металлов пар трения.

Участки повреждения, как правило, покрыты кавернами сферической или почти сферической формы, занимающими значительную долю площади контакта. Участки фреттинг-коррозии на разных этапах ее образования имеют различные проявление и масштаб. При использовании смазки на первой стадии образуются блестящие следы приработки, а затем темно-серые или черные пятна; появляются микроуглубления, которые развиваются в глубь поверхностного материала. На заключительной стадии доминирующим становится накопление продуктов разрушения, приводящее к повышению интенсивности изнашивания. Это обусловлено тем, что при взаимодействии малоподвижных поверхностей, происходящем в условиях вибрации, создаются благоприятные условия для схватывания, окислительных и коррозионно-усталостных процессов и абразивного разрушения. Образование и накопление твердых дисперсных частиц, обладающих высокой истирающей способностью, приводят к нарушению целостности граничного слоя и развитию износа.

Степень повреждения поверхностного слоя в зависимости от амплитуды перемещения контактных поверхностей A_p неоднозначна, поскольку она зависит не только от значения давления в зоне контакта P, но и от свойств контактирующих материалов изделий. При воздействии на малоподвижное соединение нормальных N_p и тангенциальных T_p сил сопряженные поверх-

ности смещаются с амплитудой $\pm A_p$. При этом у границ контакта образуются частицы материала поврежденных поверхностей, суб- и микротрещины [1].

Состояние проблемы повышения фреттингостойкости

Универсальные средства борьбы с фреттинг-коррозией отсутствуют. В общем случае для борьбы с фреттинг-коррозией следует:

уменьшить микросмещения;

снизить силы трения;

сосредоточить скольжение в промежуточной среде.

Уменьшить повреждения от фреттинг-коррозии можно путем повышения твердости одной из деталей. При увеличении твердости деталей уменьшается их взаимное внедрение, снижается размер продуктов износа и интенсивность изнашивания. Для увеличения твердости деталей рекомендуется применять термическую обработку (закалку), азотирование, пластическое деформирование, электроискровую обработку.

Кроме того, используют подходы, основанные на снижении силы трения или сосредоточении скольжения в промежуточной среде. В условиях фреттинг-коррозии смазочные материалы не влияют существенно на коэффициент трения, так как граничная пленка быстро разрушается. Выполнять роль твердых смазочных материалов могут свинцовистые и индиевые покрытия, а также твердосмазочные покрытия (ТСП) никель-графитового состава [2].

Апробация методов модификации поверхности, сочетающих последовательно ионно-плазменную и ионно-лучевую обработку, показала, что в этом случае появляется возможность нивелировать недостатки, присущие каждому методу в отдельности [3].

Подход к решению проблемы повышения фреттингостойкости.

Развиваемый подход к повышению фреттингостойкости основан на создании многофункциональных наноструктурных топокомпозитов (НСТПК), обеспечивающих повышение эксплуатационных свойств изделий в различных условиях температурно-скоростного нагружения [4]. Схема наноструктурного топокомпозита представлена на рис.1.

Идея создания наноструктурных топокомпозитов основана на развитии представлений о совместном влиянии топологических особенностей контактных поверхностей трибосопряжений и их наноструктурного состояния на несущую способность изделий. Наноструктурные топокомпозиты представляют собой градиентные композиции с плавно изменяющимися свойствами по глубине при наличии нанодисперсных фаз в тонком поверхностном слое.

Главной особенностью НСТПК является сочетание поверхностных слоев с высокой сдвиговой неустойчивостью и более жесткой основы. При этом вариативность эксплуатационных свойств НСТПК в соответствии с

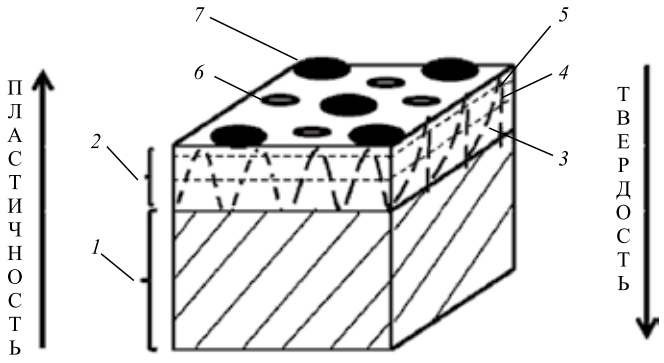


Рис. 1. Схема наноструктурного топокомпозита:
1 — материал основы; *2* — композитное покрытие; *3* — слой состава А; *4* — слой состава В; *5* — слой состава С; *6* — "впадина"; *7* — нанокластер — "выступ"

целевым назначением будет достигаться за счет, во-первых, структурно-фазового состояния поверхностных слоев и, во-вторых, материала основы [4]. Специфика деформационного поведения в условиях трибоконтакта НСТПК будет определяться структурным состоянием и топологией его структурных составляющих (рис. 2).

Представленное в статье исследование развивает идеи авторов, предложенные в работе [5], и ориентировано на разработку эффективных решений, обеспечивающих повышение эксплуатационных свойств конструктивных элементов энергоустановок в условиях фреттинг-коррозионного изнашивания.

Методика эксперимента

Проводили сравнительный анализ эксплуатационного поведения образцов с нанопокрытиями состава (TiAlCr)N толщиной 100 нм по отношению к исходным образцам из титановых сплавов ВТ3-1, а также образцам с нанесенными покрытиями состава TiN толщиной 4 мкм. Выбор покрытия TiN в качестве варианта для сравнения обу-

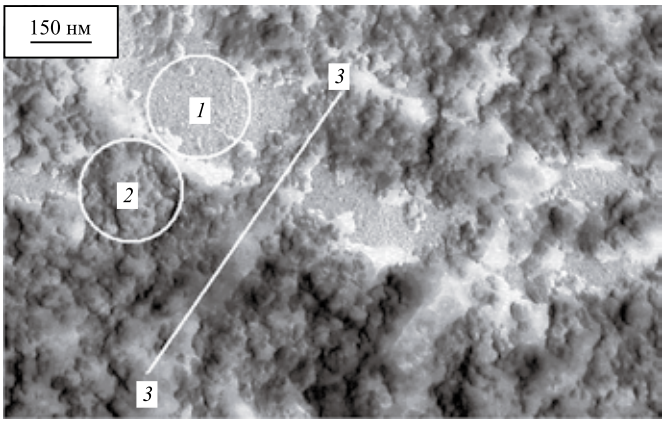


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение поверхности наноструктурного топокомпозита:
1 — материал покрытия 1-го слоя (подслоя); *2* — материал 2-го слоя покрытия; *3* — нанокластерные образования

словлен тем, что свойства данного покрытия хорошо известны. Оно имеет высокую микротвердость поверхности (17...25 ГПа), низкую склонность к схватыванию и пониженный (в 2...3 раза) коэффициент трения по сравнению с металлическими парами. Всего испытаниям подвергли 30 образцов (по 10 образцов для каждого варианта).

Ионно-плазменную обработку осуществляли на модернизированной установке ННВ-1.1. с использованием трехкатодной системы (рис. 3), в которой один из катодов (*К*1) расположен над обрабатываемой поверхностью для обеспечения угла падения частиц, максимально близкого к 90°. Остальные два катода (*К*2 и *К*3) расположены под углом 30° по отношению к плоскости держателя. Данная система позволяет наносить покрытия, имеющие слои разного состава, и регулировать в процессе напыления процентное содержание наносимых материалов. Также подобная конструкция позволяет смешивать потоки плазмы от разных катодов для более эффективного напыления обрабатываемой поверхности благодаря образованию многозарядных кластеров и свести к минимуму вероятность формирования микрокапельной фазы. Для предварительной активации поверхности имеется возможность регулировать энергию потока ионов для каждого катода индивидуально, что обеспечивает больший контроль над процессом и минимальное испарение материала катодов. Изложенное выше также позволяет проводить активацию и нанесение покрытия в течение одного вакуумного цикла.

Ионно-плазменную обработку осуществляли при атмосферном давлении $(2...2,5)\cdot10^{-3}$ мм рт. ст. Энергия ионов *E* составляла 1700 эВ. Составы используемых катодов: Ti, Al, Cr. В качестве рабочего газа использовали азот. Топологические изменения обрабатываемой поверхности исследовали с помощью зондового атомно-силового микроскопа NTEGRA и растрового электронного микроскопа JEOL.

Испытания на фреттинг-коррозию проводили на виброустановке, схема которой показана на рис. 4. Эксперимент и обработку полученных данных проводили в соответствии с общепринятыми рекомендациями. Исследования изношенных поверхностей выполняли с использованием растрового электронного микроскопа JEOL.

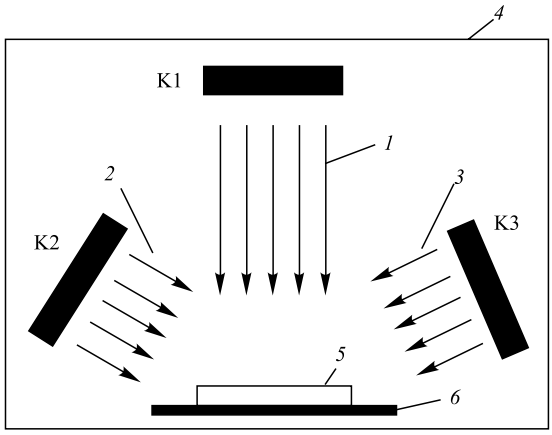


Рис. 3. Схема трехкатодной системы ионно-плазменной установки ННВ-1.1:

К1...К3 — катоды; *1...3* — потоки ионов; *4* — вакуумная камера; *5* — обрабатываемая поверхность образца; *6* — держатель образцов (рабочий стол)

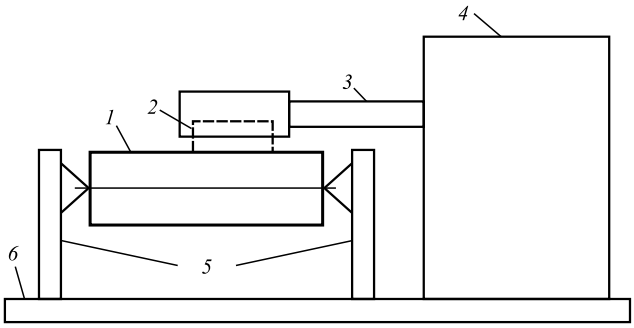


Рис. 4. Схема виброустановки:

1 — образец; *2* — контробразец; *3* — штанга для крепления контробразца; *4* — вибростол; *5* — крепления образца; *6* — основание виброустановки

Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 5 приведены результаты исследования износостойкости образцов в условиях фреттинг-изнашивания, из которых видно, что наибольшая фреттингостойкость достигается после нанесения на испытываемый образец композитного покрытия нанометровой толщины ((TiAlCr)N).

Изучение характера износа образца с покрытием TiN показало, что у 5 из 10 испытывавшихся образцов на начальном этапе изнашивания наблюдались признаки хрупкого разрушения покрытия.

Сравнительный анализ характера изнашивания исходных образцов и образцов с композитными покрытиями показал, что разрушение исходных образцов происходит в результате образования как локальных очагов, так и попеченных трещин (рис. 6, *а*). Это характерно для превалирующего вклада усталостного разрушения мате-

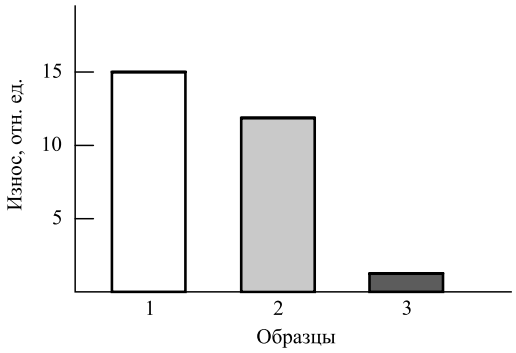
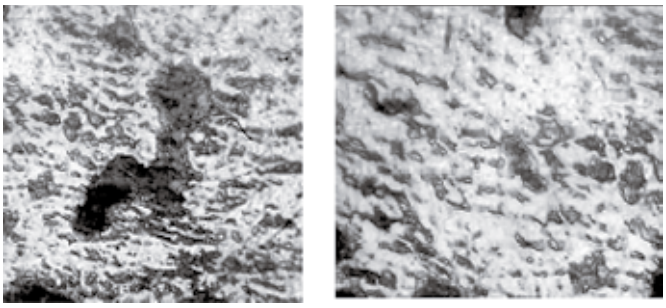


Рис. 5. Износостойкость титанового сплава ВТ3-1:

1 — исходный образец; 2 — образец с покрытием TiN; 3 — образец с покрытием состава (TiAlCr)N. Условия испытания: давление $P = 1$ МПа; скорость перемещения $V = 1$ м/с; время эксперимента $t = 60$ мин; частота колебания в трибосистеме $f = 10$ Гц; амплитуда перемещений контактных поверхностей $A_p = 0,2$ мм



а) *б)*

Рис. 6. Поверхностное разрушение образцов в результате развития окислительных процессов:
а — исходный образец; *б* — образец с топокомпозитным покрытием

риалов с относительно низкой пластичностью в условиях окислительных и колебательных процессов.

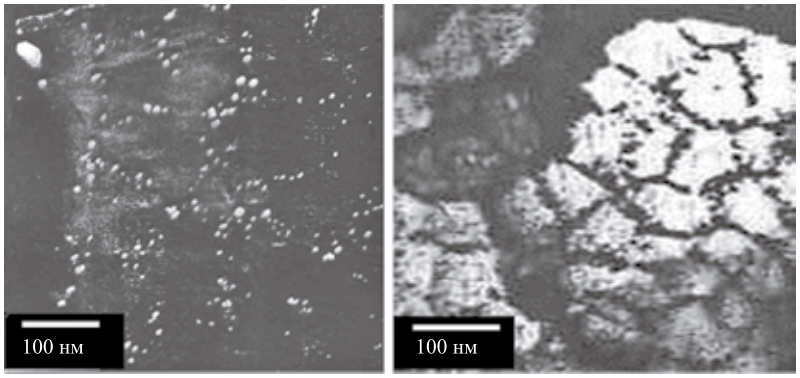
Вид покрытия, показанный на рис. 6, *б*, свидетельствует об отсутствии заметных очагов его усталостного разрушения. Вместе с тем не отмечается наличие и явно выраженных очагов поверхностного разрушения в результате окислительных процессов. Кроме того, исследование особенностей изношенных поверхностей образцов с топокомпозитными покрытиями не выявило каких-либо признаков разрушения в области границы раздела основа—покрытие, что свидетельствует о высокой адгезионной прочности сформированной композиции.

Анализ полученных экспериментальных данных и выявление типичных кинетических зависимостей изнашивания наноструктурных топокомпозитов показали, что в подавляющем большинстве условий эксперимента значительное повышение их износостойкости достигается за счет минимальной интенсивности износа на участке приработки. Подобные кинетические зависимости свидетельствуют об изменении деформационного поведения наноструктурированного поверхностного слоя в условиях фреттинг-износа, определяющего процессы трансформации структурно-фазовых превращений на последующих стадиях изнашивания. Это обусловлено тем, что неравновесные границы зерен в наноструктурированных покрытиях вследствие наличия в их структуре дефектов с предельно высокой плотностью обладают избыточной энергией и полями дальнодействующих упругих напряжений. За счет этого с термодинамической точки зрения состояние наноструктурированных покрытий является неравновесным по сравнению с состоянием, характерным для крупнозернистых покрытий большей толщины.

Неравновесные процессы в трибосистеме могут приводить к снижению производства энтропии и, следовательно, интенсивности изнашивания и устойчиво протекать при образовании диссипативных структур при самоорганизации (адаптации). При этом наиболее вероятным откликом поверхности как синергетической системы будет изменение ее фрактальной топологии, задающей дальнейший сценарий развития самоподобных структур на активированной поверхности, что и подтверждается результатами электронно-микроскопических исследований (рис. 7).

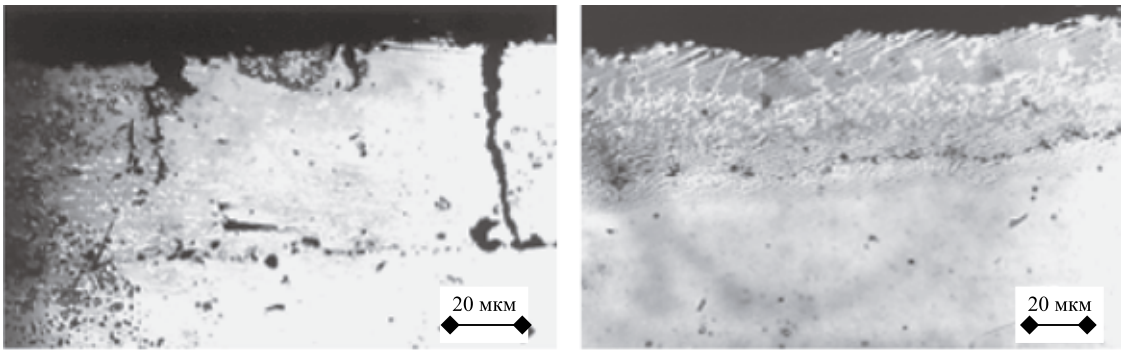
Таким образом, в условиях фреттинг-изашивания формируются частицы, образующие упорядоченные массивы. Они имеют вытянутую в направлении скольжения форму, продольные размеры составляют 400...600 нм. В поперечном направлении размеры конгломератов составляют 150...200 нм. Конгломераты окружены сфероподобными частицами, диаметр которых составляет от 10 до 30 нм (рис. 7, *а*). Электронно-микроскопическими исследованиями установлено, что в процессе формирования поверхностного слоя происходит его фрагментация с образованием разориентированных мезообъемов (рис. 7, *б*), способствующих эффективной диссипации энергии в трибосистеме.

Образование подобных структур, по-видимому, связано с механизмом согласованного развития деформационных процессов, протекающих на различных масштабных уровнях, определяющих кинетику процесса фреттинг-изнашивания. Повышение эксплуатационных свойств изделий в условиях проведенного эксперимента, по-видимому, связано с формированием в результате образования диссипативных структур так называемого "debris-слоя". При постоянных условиях трения толщина и долговечность "debris-слоя" остаются в среднем неизменными. Учитывая, что характерная толщина слоя, накапливающего повреждения при трении и подверженного диспергированию, имеет мезоскопические размеры, можно предположить, что зародышевые микротрещины, которые по С.Н. Журкову являются главной причиной разрушения материалов, появляются в результате кинетического фазового перехода в области разориентированных диссипативных структур, а значит, указанный процесс растрескивания при содействии касательных сил способен инициировать диспергирование "уставшего" материала поверхностного слоя.



а) *б)*

Рис. 7. Электронно-микроскопические изображения поверхности:
а — наночастицы по границам ячеек; *б* — фрагментированные мезообъемы



а) *б)*

Рис. 8. Поверхностные слои образцов по глубине после фреттинг-изнашивания:
а — исходный образец с поперечными трещинами и очагами поверхностного разрушения; *б* — наноструктурный топокомпозит с деформированным слоем

Вид исследуемого образца, приведенный на рис. 8, *б*, свидетельствует об образовании структуры с деформируемыми слоями покрытия и наметившимся деформируемым мезообъемом, включающим материал основы. Каких-либо признаков разрушения в области границы раздела основа—покрытие в этом случае не наблюдается, что свидетельствует о высокой адгезионной прочности сформированной композиции. Кроме того, не отмечается и явно выраженных очагов поверхностного разрушения в результате окислительных процессов.

Заключение

Проведенные исследования фреттингостойкости наноструктурных топокомпозитов на титановой основе показали перспективность использования данного класса материалов для повышения эксплуатационных свойств конструктивных элементов энергоустановок в условиях фреттинг-коррозии. Повышение фреттингостойкости наноструктурных топокомпозитов обеспечивается за счет иной природы их деформационного поведения, приводящего к формированию специфических вторичных структур, представляющих собой упорядоченные массивы наноразмерных конгломератов, обеспечивающих эффективую диссипацию энергии в трибосистеме. Кроме того, полученные результаты свидетельствуют о том, что исследуемые поверхностные композиции служат не только барьером для развития окислительных процессов в условиях фреттинг-коррозии, но и препятствуют локализации концентраторов напряжения за счет множественного скольжения дислокаций и образования поворотных мод, тем самым обеспечивая диссипацию энергии на всех структурных уровнях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Петухов А.Н.** Вопросы многоцикловой усталости для материалов и деталей современных ГТД // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2009. № 3 (19). С. 172—177.

2. **Возможности** использования покрытий Ni[Cg], напыленных методом APS, для защиты от фреттинг-износа в производственных и ремонтных технологиях. / Л.Н. Лесневский, А.Е. Трошин, В.Н. Тюрин и др. // Матер. 10-й Юбилейной междунар. науч.-практ. конф. "Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструментов и технологической оснастки". Ч. 1. СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2008. С. 193—200.

3. **Поворознюк С.Н., Гринберг П.Б., Полещенко К.Н.** Модифицирование химических и механических свойств титановых сплавов посредством ионно-лучевой и ионно-плазменной обработок // Труды VI Междунар. науч. конф. "Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах". Томск, 2008. С. 378—383.

4. **Разработка** и получение наноструктурных топокомпозитов / П.Б. Гринберг, Д.Н. Коротаев, К.Н. Полещенко, Вал. И. Суриков // Вестник СибАДИ. 2015. Вып. 3 (43). С. 39—45.

5. **Влияние** поверхностной модификации на фреттингостойкость материалов энергоустановок и газотурбинных двигателей / В.Н. Горюнов, П.Б. Гринберг, К.Н. Полещенко, Е.Е. Тарасов // Вестник Омского университета. 2012. № 2 (64). С. 241—244.

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 *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 05.09.2016 г. Подписано в печать 19.10.16 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**