ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (45)
сентябрь
2008

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р физ.-мат. наук,
заслуженный деятель науки РФ
В.Н. НЕВОЛИН

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

Заместители главного редактора:
И.Н. ЖЕСТКОВА
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

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

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

Редакция:
И.В. СИНЦОВА
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В. Трибологические свойства тонкопленочных наноструктурированных покрытий в системе элементов W–Se–C 3

МЕТОДЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ

Неровный В.М., Михальцевич О.И. Расширение возможностей ремонта лопаток турбины дуговой пайкой в вакууме 11

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Копылов Ю.Р. Особенности виброударного упрочнения длинномерных деталей 17

Суслов А.Г., Гуров Р.В., Тишевских Е.С. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием 20

Матлин М.М., Мосейко В.О., Мосейко В.В. Выбор степени покрытия отпечатками дроби и зонами пластической деформации упрочняемых поверхностей деталей машин при дробеобработке 23

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Козлов Д.А., Овчинников В.В. Влияние состава бронзы на свойства стали 30ХГСН2А при электроискровом легировании 27

Верхотуров А.Д., Коневцов Л.А., Шпилёв А.М., Гордиенко П.С., Панин Е.С. Исследование влияния электроискрового упрочнения вольфрамокобальтовых твердых сплавов на жаростойкость при нагреве до 1000 °С 34

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Тюрин Ю.Н., Головенко С.И., Дуда И.М., Гарькавый Н.И. Упрочнение шеек крупногабаритных коленчатых валов 39

Сайфуллин Р.Н. Способ электроконтактной приварки ферромагнитных порошков . . 42

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Гасанов Ш.Г. Решение задачи о трещине на границе раздела покрытия и упругой основы 45

Лесюк Е.А. Исследование влияния выбора охлаждающей среды на микротвердость сталей при ультразвуковой упрочняющей обработке 49

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Гребенщиков А.В., Смоленцев В.П. Очистка изделий от загрязнений импульсным [illegible] 53

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2008**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 9 (45)
September
2008

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr of Phys. Math. Sci.,
The honoured worker
of a science of the RF
V.N. NEVOLIN
Chair of Editorial Council
Dr of Eng. Sci., The honoured
worker of a science and
technics of the RF
V.F. BEZYAZYCHNYI
Editorial Assistants:
I.N. ZHESTKOVA
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
S.N. GRIGORIEV
V.Yu. ZAMYATIN
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
Yu.V. PANFILOV
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUHOCHEV
V.A. SHULOV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS
Edition:
I.V. SINTSOVA
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (495) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Fominskiy V.Yu., Romanov R.I., Kostichev I.V. Tribological properties of the thin-film nanostructured coatings in the system of elements W–Se–C 3

METHODS OF COMPONENTS RESTORATION

Nerovniy V.M., Mikhaltsewich O.I. Enhancement of repairing turbine blades by the arc soldering in vacuum 11

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kopylov Yu.R. Features of vibro-impact strengthening of long-length components 17

Suslov A.G., Gurov R.V., Tischevskih E.S. Finishing-strengthening processing by surface plastic deformation 20

Matlin M.M., Moseyko V.O., Moseyko V.V. Choice the degree of coverage by shot prints and plastic deformation zones of strengthening mashine parts surfaces under shotpeening . . . 23

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Kozlov D.A., Ovchinnikov V.V. Influence of bronze composition on properties of steel 30ХГСН2А at electric-spark alloying 27

Verhoturov A.D., Konevtsov L.A., Shpilev A.M., Gordienko P.S., Panin E.S. The research of influence of electrospark alloying wolfram-cobaltic hard alloys on heat-resistance at heating up to 1000 °C 34

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Tyurin Yu.N., Golovenko S.I., Duda I.M., Garkaviy N.I. Strengthening of the large-size crankshaft 39

Sayfullin R.N. The method of electro-contact welding of ferro-magnetic powders 42

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Gasanov Sh.G. The solution of the problem on the crack on border of section of the coating and elastic basis 45

Lesyuk E.A. Research of influence of cooling medium on microhardness of steel at ultrasonic strengthening processing 49

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Grebenschikov A.V., Smolentsev V.P. Container cleaning by impulse action 53

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2008**

В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов *(МИФИ)*
И.В. Костычев *(РГУТиС)*

Трибологические свойства тонкопленочных наноструктурированных покрытий в системе элементов W–Se–C

Методом импульсного лазерного осаждения созданы слоистые и композитные покрытия на основе трех элементов W, Se и C, склонных к образованию твердосмазочного соединения WSe_2, а также твердых фаз WC, и алмазоподобного углерода (a-C). Формирование тонких (≈ 15 нм) слоев WSe_x в объеме a-C-покрытия не вызывало заметного улучшения его антифрикционных свойств. Увеличение толщины слоев WSe_x до 200 нм позволяло существенно снизить начальный коэффициент трения. Однако при увеличении времени испытания развивались негативные процессы разрушения a-C-слоев, вызвавшие ухудшение трибологических свойств слоистого покрытия. Трибологические и механические свойства нанокомпозитных покрытий W–Se–C зависели от концентрации углерода и его структурного состояния, определяемого соотношением алмазных и графитных связей между атомами углерода. При достаточно высокой концентрации алмазных связей износостойкость композитного покрытия заметно возрастала.

Ключевые слова: *наноструктурированные покрытия, трибологические свойства, алмазоподобный углерод, диселенид вольфрама, импульсное лазерное осаждение.*

The method of pulsed laser deposition was used to create laminar and composite coatings on the basis of three elements W, Se and C, inclined to the formation of the solid lubricating compound of WSe_2, and also hard phases of WC, and diamond-like carbon (a-C). Formation of the thin (≈ 15 nm) layers of WSe_x in the volume a-C-coating did not cause a noticeable improvement in its antifriction properties. An increase in the thickness of the layer of WSe_x up to 200 nm made it possible to substantially reduce the initial coefficient of friction. However, with an increase in the time of testing were developed the negative processes of destruction of the a-C-layers, which caused worsening in the tribological properties of laminar coating. The tribological and mechanical properties of the nanocomposite W–Se–C coatings depended on the concentration of carbon and its structural state, determined by the relationship of the diamond and graphite bonds between carbon atoms. At a sufficiently high concentration of diamond bonds the wear resistance of composite coating noticeably grew up.

Key words: *nanostructured coatings, tribological properties, diamond-like carbon, tungsten disilinide, impulse laser deposition.*

Введение

В настоящее время потенциальная область применения твердосмазочных покрытий из дихалькогенидов переходных металлов охватывает аэрокосмическую технику, медицинскую технику, штамповый и экструзивный инструмент для обработки пластика, механизмы для работы в морских условиях, гидравлику и пневматику, клапанные механизмы, поршни и поршневые кольца, устройства для точного позиционирования, режущий и металлообрабатывающий инструмент, оборудование пищевой и фармацевтической промышленности.

Для эффективного применения покрытий необходимо решать задачи, связанные с повышением их долговечности и износостойкости при функционировании в разных средах (вакуум, влажный воздух, сухой азот). Определенный успех достигнут при модифицировании покрытий легированием металлами, углеродом и азотом [1, 2]. Выбор, в частности, углерода обусловлен тем, что в последнее время достигнуты большие успехи в развитии различных способов нанесения *a*-C-покрытий. Такие покрытия обладают высокой твердостью и износостойкостью, а также неплохими антифрикционными свойствами при трении на воздухе, т.е. во влажной среде. Проблема создания покрытий нового типа, объединяющих преимущества обоих материалов, представляет большой научный и практический интерес.

В работах [3, 4] описаны и исследованы созданные покрытия в системе элементов W–S–C. Легирование серой заметно ухудшало трибологические свойства углеродного покрытия при испытании на воздухе методом скольжения стального шарика по диску. Коэф-

фициент трения возрастал от 0,1 (чистый углерод) до 0,3...0,4 (концентрация серы 10..30 % ат.). Скорость износа покрытия W–S–C возрастала более чем в 5 раз. Положительный эффект от легирования проявлялся лишь при испытании в азоте и в вакууме: коэффициент трения снижался до 0,02...0,05. В случае испытания покрытий, содержащих 20...30 % ат. S, методом скольжения цилиндра по диску коэффициент трения составлял 0,02...0,15 в зависимости от влажности воздуха. Покрытия состояли из алмазоподобной углеродной матрицы, по объему которой были равномерно распределены частицы WC размером 1...2 нм и частицы WS_2 размером 5...10 нм.

В работах [5, 6] описано соосаждение потоков атомов, распыленных магнетроном из нескольких мишеней (графит, WS_2 или MoS_2). Легирование углеродной матрицы относительно небольшим количеством W/MoS_2 позволило улучшить трибологические свойства покрытия при испытании методом скольжения стального шарика по диску на воздухе [5]. Эти покрытия обладали либо нанокомпозитной структурой (однородно распределенные сульфидные кластеры в *a*-C-матрице), либо нанослоистой структурой при толщине слоев ≈2 нм. Улучшение свойств объяснялось увеличением твердости и модуля упругости материала покрытия вследствие генерации избыточных механических напряжений на границах нанослоев, что препятствовало распространению дислокаций и разрушению покрытия.

В [6] установлено, что увеличение концентрации углерода вызывает изменение структуры покрытия (трансформацию из кристаллической в аморфную структуру) и повышение его твердости. На воздухе коэффициент трения скольжения стального контртела по покрытиям W–S–C с различной концентрацией углерода составлял 0,08...0,32.

Цель представленной работы заключалась в исследовании трибологических свойств покрытий W–Se–C, созданных импульсным лазерным осаждением в вакууме из мишеней WSe_2 и графита. Были созданы как слоистые покрытия (WSe_x/a-C/WSe_x...) с разной толщиной, так и композитные покрытия W–Se–C с различной относительной концентрацией WSe_x и углерода. Выбор диселенида вольфрама обусловлен его повышенной в сравнении с дисульфидом вольфрама стойкостью к воздействию окислительной среды и высоких температур. Использование интенсивного импульсного лазерного излучения для испарения мишеней позволило формировать покрытия W–Se–C осаждением высокоскоростных потоков атомов и ионов.

Представляло интерес исследование влияния структуры таких покрытий и их химического состава на коэффициент трения и износостойкость на воздухе с применением двух типовых схем трибоиспытаний (скольжение шарика по диску и фреттинг) и различных по химическим свойствам контртел (стальной и корундовый шарики). Структура покрытий варьировалась изменением режимов и температуры осаждения.

Методы нанесения и исследования покрытий

Для формирования покрытий W–Se–C излучение лазера наносекундной длительности фокусировалось на мишени, собранной из двух пластинок, выполненных из WSe_2 и графита. Частота следования лазерных импульсов составляла 25 Гц, энергия излучения в импульсе – 50 мДж. Плотность энергии в пятне фокусировки составляла 20...50 Дж/см^2. В процессе осаждения давление остаточных газов не превышало $5\cdot10^{-4}$ Па. Сканирование лазерного луча по поверхности мозаичной мишени управлялось автоматизированной системой таким образом, чтобы формировались либо слоистые, либо гомогенные композитные покрытия, для чего варьировали время испарения конкретной пластины.

Были созданы многослойные покрытия $WSe_{1,5}/a$-C/$WSe_{1,5}/a$-C/$WSe_{1,5}$/основа, различающиеся толщиной слоев. В покрытии с относительно тонкими слоями $WSe_{1,5}$ их толщина составляла примерно 15 нм. Толщина *a*-C-слоев составляла около 45 нм. В другом покрытии толщина таких слоев была повышена до 200 нм. Толщина слоев *a*-C при этом составляла 90 нм. Эти покрытия наносили на стальные полированные диски при комнатной температуре. Твердый подслой формировался из карбида кремния. В работе для этих покрытий использовали обозначения МСП-15/45 и МСП-200/90.

Композитные покрытия W–Se–C различались концентрацией углерода, которая составляла примерно 20, 40 и 60 % ат. (соответственно КП-С20, КП-С40 и КП-С60). Отношение атомных концентраций селена и вольфрама не превышало 1,5. Покрытия толщиной 200...500 нм осаждали на полированные диски из стали 95Х18. Предварительно наносили твердый слой из алмазоподобного углерода толщиной 200 нм. Перед осаждением покрытий диски промывали в спирте. Температура дисков при осаждении покрытий составляла 25 и 150 °С.

Химический состав покрытий и толщину отдельных слоев определяли методом обратного резерфордовского рассеяния ионов гелия. Структуру и фазовый состав покрытий исследовали методами *просвечивающей электронной микроскопии* и *микродифракции* (ПЭМ/МД) высокого разрешения и *рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии* (РФЭС). Исходные покрытия и зоны износа исследовали также методом

микрорамановской спектроскопии (МРС). Диаметр пятна зондирующего лазерного пучка не превышал 2 мкм.

Механические свойства осажденных покрытий измеряли методом наноиндентирования. Трибологические свойства покрытий исследовали методами скольжения шарика по диску и фреттинга на воздухе с относительной влажностью 50 % при комнатной температуре. Подробное описание этих методов трибоиспытаний приведено в работах [1, 2]. В качестве контртела использовали в первом случае стальной шарик диаметром 3 мм и во втором – корундовый шарик диаметром 10 мм. Для исследования поверхности дисков и контртел применяли методы оптической профилометрии и микроскопии.

Структура и свойства многослойных покрытий W–Se–C

Трибоиспытания многослойных покрытий МСП-15/45 по методике скольжения шарика по диску под нагрузкой 1 Н показали (рис. 1), что на начальной стадии (≈100 цикл.) наблюдался резкий всплеск коэффициента трения до 0,65. В дальнейшем происходил плавный спад коэффициента трения от 0,3 до 0,2. В процессе испытания не обнаружены режимы трения, соответствующие скольжению по твердой смазке (коэффициент трения менее 0,1). Результаты исследований зоны трения на этом покрытии представлены на рис. 2 и 3. После $1 \cdot 10^4$ цикл. покрытие не разрушалось и становилось практически прозрачным. Динамика изменения коэффициента трения во многом повторяла динамику, характерную для чисто-

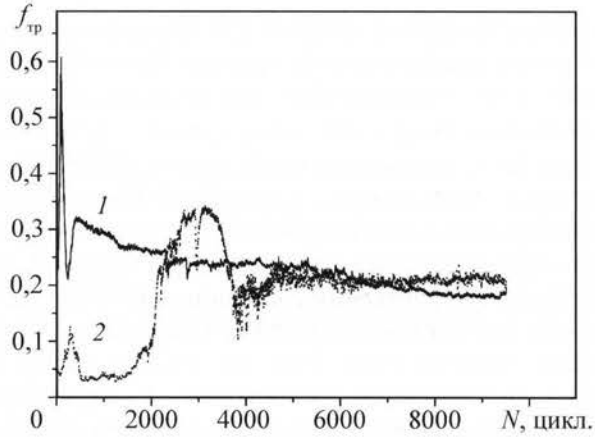


Рис. 1. Зависимость коэффициента трения $f_{тр}$ от числа циклов N испытания многослойных покрытий МСП-15/45 (*1*) и МСП-200/90 (*2*)

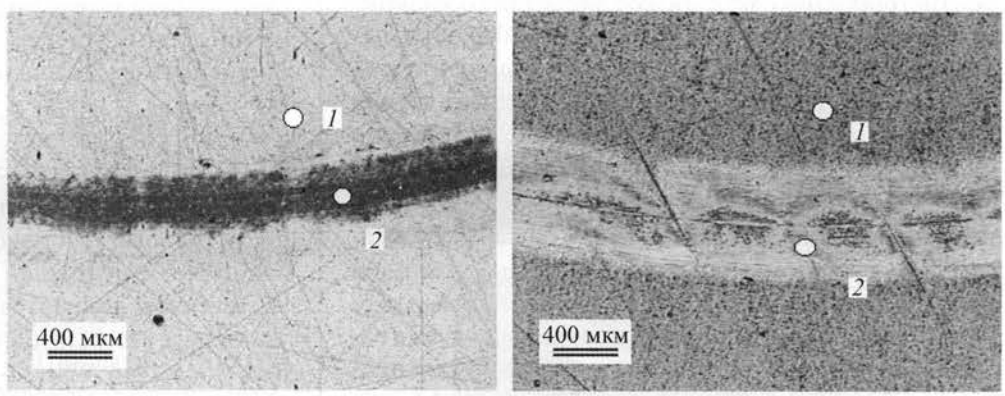


Рис. 2. Микрофотографии треков после испытания на изнашивание в течение $1 \cdot 10^4$ цикл. многослойных покрытий МСП-15/45 (*а*) и МСП-200/90 (*б*) (точками отмечены зоны, исследованные методом МРС)

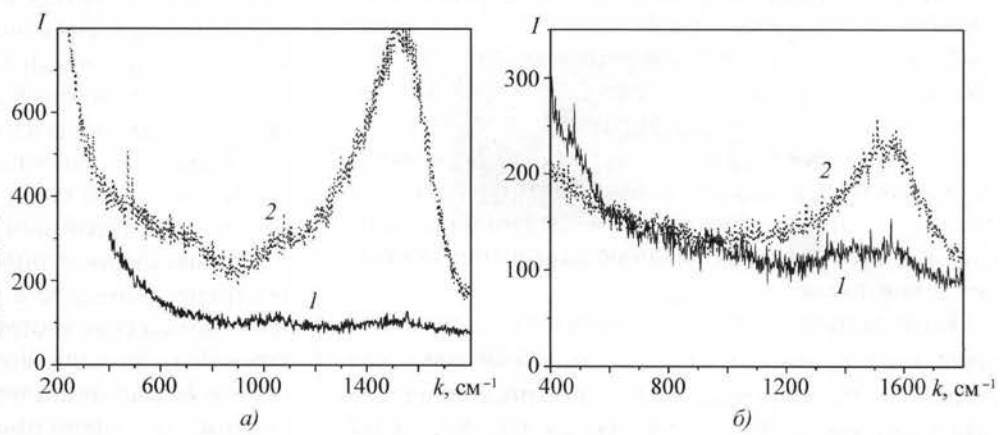


Рис. 3. МР-спектры, измеренные вне трека (*1*) и в треке (*2*) после испытания на изнашивание покрытий МСП-15/45 (*а*) и МСП-200/90 (*б*) (зоны *1* и *2* показаны на рис. 2):
I – интенсивность; *k* – составляющая волнового вектора

го алмазоподобного углерода [7]. Однако заметного снижения коэффициента трения при испытании МСП-15/45 не наблюдалось. Это покрытие начинало разрушаться после $\approx 2 \cdot 10^4$ цикл. трения.

При МРС-измерениях отражений от кристаллической фазы WSe_2 не было обнаружено. Верхний слой WSe_x оказался частично прозрачным для анализирующего лазерного пучка. Это позволило получить информацию о структурном состоянии *a*-C-слоев, залегающих под этим верхним слоем. Осаждение относительно тонкого слоя WSe_x на *a*-C-покрытие не вызывало заметных изменений в параметрах МР-спектра, соответствующего аморфной модификации углерода в диапазоне волновых чисел k от 1300 до 1600 $см^{-1}$ [7] . Однако в спектре возникал дополнительный пик в диапазоне 900...1100 $см^{-1}$. Природа этой линии не была окончательно установлена. Можно предположить, что она обусловлена образованием нового соединения на границе двух покрытий WSe_x и *a*-C. После $1 \cdot 10^4$ цикл. трибоиспытаний в МР-спектре покрытия доминировал пик от алмазоподобного углерода.

Антифрикционные свойства фазы WSe_2 проявились при трибоиспытаниях покрытия МСП-200/90 с более толстыми слоями WSe_x. На начальном этапе испытаний после кратковременной приработки было зарегистрировано очень низкое значение коэффициента трения, равное 0,03. Однако после 2000 цикл. наблюдался достаточно резкий рост коэффициента трения (до 0,35). После 4000 цикл. коэффициент трения снизился до 0,2 и далее практически не изменялся в течение $1 \cdot 10^4$ цикл. Затем наблюдался постепенный рост коэффициента трения. Колебания коэффициента трения объяснялись послойным истиранием слоев.

На микрофотографии (рис. 2, *б*) видно, что в результате изнашивания произошло удаление верхнего WSe_x-слоя, а также частичное разрушении глубже залегающего *a*-C-слоя. В результате в зоне трения проявился второй слой WSe_x. На этой стадии коэффициент трения определялся контактом контртела со сложной по химическому и фазовому составу поверхностью покрытия. Разрушение (раскрашивание) алмазоподобного слоя могло приводить к накоплению наноразмерных частиц *a*-C-углерода в треке. Относительно высокий коэффициент трения (≈0,2) указывал на то, что эти частицы могли выполнять функцию абразива, внедряющегося в объем твердосмазочного слоя и вызывающего ускоренное разрушение покрытия и контртела.

Коэффициент износа стального контртела при трении о покрытие МСП-15/45 после $1 \cdot 10^4$ цикл. составил $4{,}4 \cdot 10^{-7}$ $мм^3/(Н \cdot м)$, а для покрытия с увеличенной толщиной – $3{,}9 \cdot 10^{-6}$ $мм^3/(Н \cdot м)$. Следует отметить, что микроскопические исследования трека в образце с повышенной толщиной слоев после $2{,}2 \cdot 10^4$ цикл. испытания показали, что это покрытие не разрушилось полностью, так как поверхность стальной подложки не проявилась. Однако формирующийся при трибовоздействии неудовлетворительный физико-химический состав покрытия не обеспечивал эффективное снижение коэффициента трения и вызывал ускоренный износ контртела.

Осаждение WSe_x-слоя толщиной 200 нм на покрытие *a*-C вызывало заметные изменения в форме МР-спектра углерода (рис. 3, *б*). Сигнал в диапазоне волновых чисел 1200...1600 $см^{-1}$ раздваивался, что указывало на существенное увеличение концентрации графитных sp^2-связей. Эти изменения могли быть вызваны "отжигом" структуры в тонких верхних слоях *a*-C-покрытия под влиянием процессов лазерного осаждения диселенида вольфрама. К тому же, осаждение достаточно толстого покрытия WSe_x обусловливало существенное уменьшение глубины лазерного МРС-зондирования углеродного подслоя. Поэтому в спектре мог преобладать сигнал от тонкого межфазного слоя WSe_x/a-C, который подвергался наиболее интенсивному воздействию лазерной плазмы при осаждении WSe_x-слоя.

Согласно данным МРС-исследований после $1 \cdot 10^4$ цикл. трения в треке изнашивания доминировал алмазоподобный углерод, которому соответствовал пик с максимумом интенсивности на 1550 $см^{-1}$. Форма МР-спектра углерода в треке практически совпадала с формой спектра чистого алмазоподобного углерода [7]. Можно отметить слабовыраженное раздвоение основного пика и появление линии при $k \approx 1600$ $см^{-1}$ после трибовоздействия, что могло быть обусловлено некоторой структурной трансформацией *a*-C-слоя и увеличением концентрации sp^2-связей.

Анализ результатов трибоиспытаний многослойных покрытий WSe_x/a-C позволил сделать важные выводы о влиянии структуры таких покрытий на практически важные свойства. Очень тонкие слои (≈15 нм) твердосмазочной фазы в многослойном покрытии не проявляли заметного антифрикционного эффекта. Это могло быть обусловлено процессами диспергирования пластичного материала WSe_2 в твердой углеродной матрице при трении. Принципиальная возможность такого эффекта прогнозировалась в [4] при моделировании аналогичной ситуации методом молекулярной динамики. В результате в тонком поверхностном слое *a*-C-покрытия могли происходить химические и структурно-фазовые изменения, которые оказывали влияние на протекание процессов трибоадаптации, подавляя склонность к формированию антифрикционного слоя на поверхности

a-C-покрытия, а также изменяя химический состав тонкого слоя продуктов износа.

Достаточно толстый (≈200 нм) слой WSe_x обеспечивал существенное снижение коэффициента трения. Однако истирание этого слоя стальным шариком приводило к росту коэффициента трения при формировании трибоконтакта с *a*-C-слоем. На стадии притирания стального контртела к *a*-C-слою нормальная нагрузка и сила трения могли вызывать деформацию *a*-C-слоя и сдвиговые процессы на границе этого *a*-C-слоя с залегающим глубже мягким WSe_x-слоем. В результате протекали достаточно быстрое разрушение углеродного слоя и формирование в треке многофазной микроструктурированной поверхности, не обеспечивающей качественные антифрикционные свойства при трении на воздухе.

Структура и свойства композитных покрытий W–Se–C

Трибологические и механические свойства композитных покрытий W–Se–C зависели как от их химического состава и структурного состояния, так и от использованных методов трибоиспытаний. Увеличение концентрации углерода в композитном покрытии вызывало увеличение твердости от 5,1±0,7 до 8±1 ГПа. Эти значения заметно превышали характерные значения для чистых диселенидов переходных металлов, примерно равные 4 ГПа. Модуль упругости композитных покрытий при увеличении концентрации углерода возрастал от 110 до 170 ГПа.

На рис. 4 представлены результаты измерения среднего (за один цикл обратно-поступательного движения) коэффициента трения при испытании композитных покрытий по методу фреттинга. Образовавшиеся после $1 \cdot 10^4$ цикл. испытаний лунки изнашивания показаны на рис. 5. Покрытие с низкой концентрацией углерода проявляло хорошие антифрикционные свойства, однако оно подвергалось наиболее быстрому изнашиванию. При повышении концентрации углерода антифрикционные свойства несколько ухудшались, однако заметно возрастала износостойкость.

Испытания в течение $1 \cdot 10^4$ цикл. показали, что коэффициент трения по покрытию КП-С20 в среднем составлял 0,075, износ покрытия оценивали величиной 4250 мкм^3. Для покрытия КП-С40 эти характеристики составили 0,11 и 2600 мкм^3, а для покрытия КП-С60 – 0,11 и 1700 мкм^3 соответственно. В зоне трения покрытия КП-С20 и КП-С40 подверглись изнашиванию до *a*-C-подслоя, покрытие КП-С60 изнашивалось неполностью.

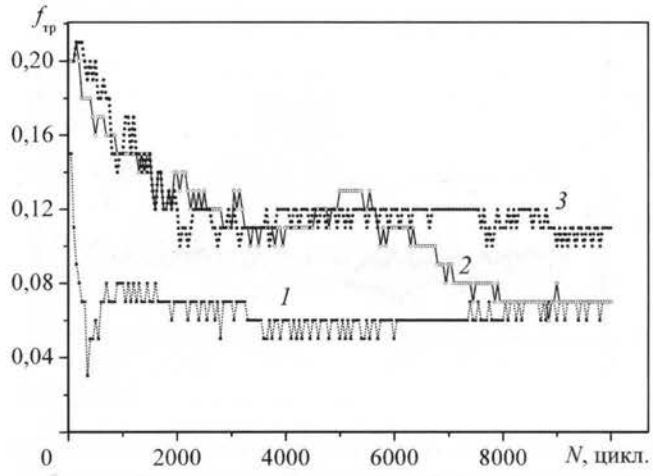


Рис. 4. Зависимость среднего значения коэффициента трения $f_{тр}$ от числа циклов N фреттинг-испытания композитных покрытий КП-С20 (*1*), КП-С40 (*2*) и КП-С60 (*3*)

Следует отметить, что максимальные значения коэффициента трения при фреттинге в одном цикле не превышали средние значения более чем на 10 %. Таким образом, высокая концентрация углерода позволяла повысить износостойкость покрытия WSe_x в 2,5 раза. При этом коэффициент трения в контакте с инертным керамическим контртелом при испытании на воздухе возрастал не более чем в 1,5 раза.

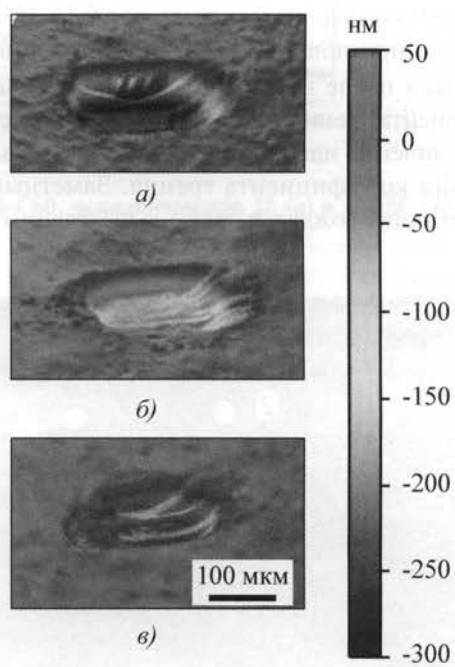


Рис. 5. Оптическая профилометрия поверхности в зоне фреттинг-изнашивания покрытий КП-С20 (*а*), КП-С40 (*б*) и КП-С60 (*в*) после $1 \cdot 10^4$ цикл. испытания

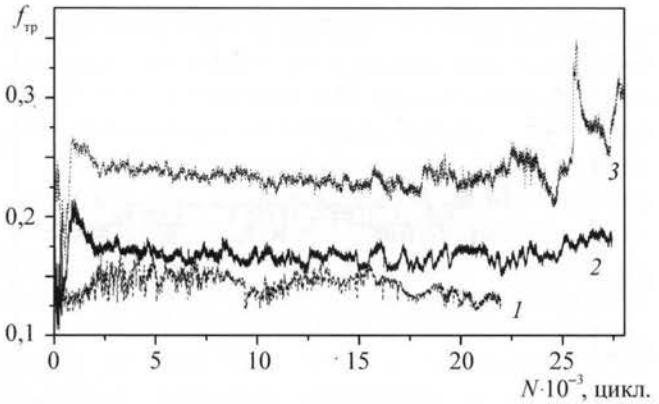


Рис. 6. Зависимость коэффициента трения $f_{тр}$ от числа циклов N испытания методом скольжения стального шарика по покрытию КП-С60, осажденному при 25 °С (*1*, *2*) и 150 °С (*3*) (измерения проведены при нагрузке 1 Н (*1*) и 5 Н (*2*, *3*)

Антифрикционные свойства покрытия КП-С60 при трении со стальным контртелом были несколько хуже, чем при трении с твердым и инертным корундовым шариком. Свойства зависели также от температуры осаждения покрытия (рис. 6). Повышение температуры вызвало ухудшение свойств. Покрытие, сформированное при 25 °С, выдерживало более $3 \cdot 10^4$ цикл. Коэффициент трения при нагрузке 1 Н не превышал значения 0,15 и понижался в процессе трибоиспытаний. Увеличение нагрузки до 5 Н приводило к слабому повышению коэффициента трения до 0,16. Покрытие, осажденное при повышенной температуре, начинало разрушаться после примерно $2{,}5 \cdot 10^4$ цикл. Значение коэффициента трения по этому покрытию составляло 0,24. Увеличение нагрузки практически не вызывало изменений коэффициента трения. Заметный износ покрытия сопровождался также существенным износом контртела. Коэффициент износа после $3 \cdot 10^4$ цикл. составил $2 \cdot 10^{-6}$ мм^3/(Н·м). В случае трения по покрытию, осажденному при 25 °С, коэффициент износа контртела не превышал $8 \cdot 10^{-7}$ мм^3/(Н·м).

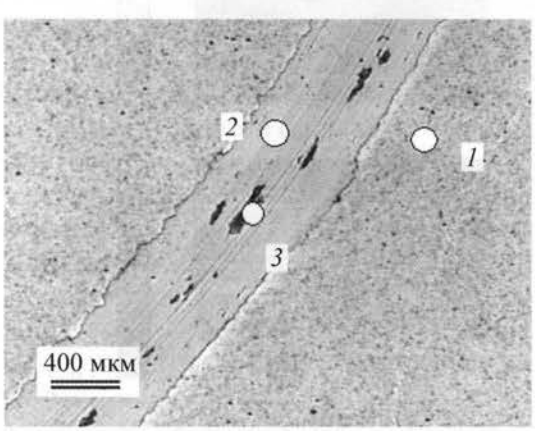


Рис. 7. Микрофотография трека, образовавшегося после $1 \cdot 10^4$ цикл. испытания покрытия КП-С60, осажденного при 25 °С (точками отмечены зоны, исследованные методом МРС)

Микроскопический анализ треков изнашивания показал, что на образцах, созданных при 25 и 150 °С, они были во многом похожи между собой. Микрофотография трека, образовавшегося на покрытии КП-С60, показана на рис. 7. Треки обладали достаточно гладкой однородной поверхностью без признаков растрескивания или отслаивания покрытий. В треках были обнаружены темные включения размером до 10 мкм. Анализ МР-спектров (рис. 8), проведенный по традиционной методике [8] с выделением линий *D* и *G*, позволил дать качественную оценку структурного состояния углеродной фазы.

Кроме *D*- и *G*-линий в спектрах, измеренных на поверхности, была обнаружена третья составляющая $k = 1055$ см$^{-1}$. Интенсивность этой линии практически не уменьшалась после трения, что указывало на высокую стабильность соответствующего ей соединения. Интенсивность *D*- и *G*-линий возрастала в треке. Это могло быть обусловлено фазовыми изменениями в метастабильном композитном покрытии при трении. "Растворенные" в аморфной углеродной матрице атомы W и Se в результате трибовоздействия (нагрев, механические напряжения и пр.) могли образовывать в ней нановключения WC и WSe_2, увеличивая концентрацию свободных С–С-связей и повышая интенсивность МР-сигнала от углеродной фазы. Параметры *D*- и *G*-линий указывали на то, что в случае осаждения при 25 °С в углеродной матрице формировалось существенно больше sp^3-связей, чем при 150 °С. Повышение температуры осаждения вызывало смещение *G*-линии от 1530 до 1565 см$^{-1}$ и увеличение отношения интенсивностей *D*- и *G*-линий от 0,7 до 1,83 (при измерениях в треке). Согласно данным [8] концентрация алмазных связей может снижаться примерно от 60 до 20...50 % при повышении температуры осаждения углеродного покрытия от 25 до 150 °С.

МР-спектры частиц износа имели пики, которые могли соответствовать соединениям WSe_2 и оксидам вольфрама, железа или хрома [9], а также аморфному углероду с высокой концентрацией sp^2-связей. На это указывали параметры *D*- и *G*-линий, близкие по значениям к параметрам этих линий в МР-спектре графита.

Структура углеродной матрицы, вероятно, являлась основным фактором, определяющим различие свойств композитных покрытий, созданных при 25 и 150 °С. Исследования с помощью методов ПЭМ, МД и РФЭС не выявили других существенных структур-

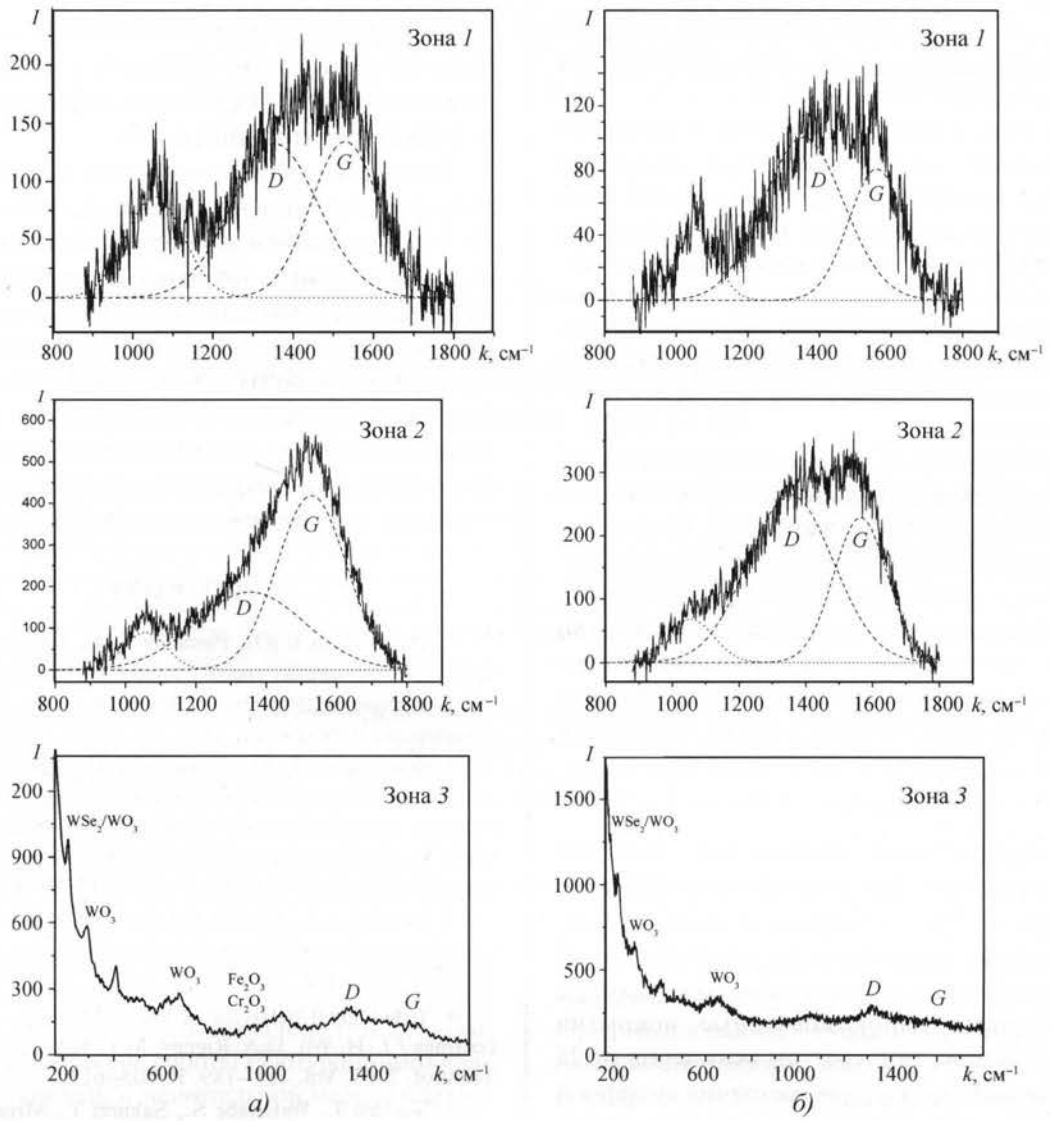


Рис. 8. МР-спектры, измеренные в зонах *1–3* (см. рис. 7) на покрытии КП-С60, осажденном при 25 (*а*) и 150 °С (*б*)

но-фазовых различий этих покрытий. В случае ПЭМ и МД-исследований (рис. 9) поперечного сечения покрытия, созданного при 150 °С, были обнаружены наноразмерные включения WSe_2-фазы, состоящие из нескольких параллельно расположенных базисных плоскостей, и включения с относительно темным контрастом, обусловленные, вероятно, наноразмерными включениями β-W. Картина микродифракции состояла из диффузно-уширенных, слабых по интенсивности колец и нескольких точечных рефлексов от нанокристаллов металла.

РФЭС-исследования показали, что в объеме покрытий действительно существовали sp^3- и sp^2-связи между атомами углерода. Также были обнаружены химические состояния, соответствующие W–Se- и W–C-связям. Сопоставление результатов ПЭМ- и РФЭС-исследований указывало на то, что в композитных покрытиях W–Se–C твердосмазочная фаза WSe_2 и твердая фаза WC имели очень малые размеры,

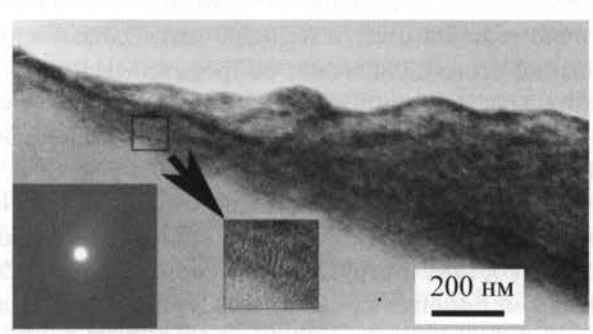


Рис. 9. ПЭМ- и МД- исследования поперечного сечения нанокомпозитного покрытия, сформированного при 150 °С

не превышающие 10 нм. Наноразмерные включения были равномерно распределены по объему аморфной углеродной матрицы.

Таким образом, в контакте с инертным керамическим контртелом нанокомпозитные покрытия W–Se–C могут проявлять достаточно качественные антифрикционные свойства при трении на воздухе. При оптимизации химического состава износостойкость и твердость таких покрытий существенно выше, чем у чистых твердосмазочных покрытий. В контакте со стальным контртелом антифрикционные свойства композитных покрытий на воздухе могут несколько ухудшаться.

Нанокомпозитные покрытия проигрывают чистым *a*-C-покрытиям в износостойкости, однако они обладают улучшенной трибоадаптацией. При испытании таких покрытий приработка протекала существенно быстрее, а затем сохранялся достаточно стабильный коэффициент трения. Следует отметить, что нанокомпозитные покрытия с WSe_2-фазой могут проявлять более качественные трибологические свойства при трении в условиях вакуума, а также в инертном газе или азоте.

Выводы

1. Низкотемпературное импульсное лазерное осаждение, проводимое при температурах основы до 150 °C из мишеней WSe_2 и графита, позволяет создавать многослойные покрытия с заданной толщиной аморфных слоев WSe_x и алмазоподобного углерода, а также формировать нанокомпозитные покрытия W–Se–C. Повышение температуры осаждения от 25 до 150 °C изменяет структурное состояние аморфной углеродной фазы, снижая концентрацию алмазных связей. Наряду с аморфной фазой образуются наноразмерные WSe_2 и WC-фазы.

2. Трибологические свойства многослойных покрытий WSe_x/*a*-C существенным образом зависят от толщины слоев WSe_x. Для реализации твердосмазочного эффекта (коэффициент трения на воздухе ≈0,03) на поверхность покрытия необходимо осаждать достаточно толстый слой WSe_x (≈200 нм). Однако изнашивание этого слоя может сопровождаться резким ростом коэффициента трения и последующим быстрым разрушением глубжерасположенных слоев покрытия.

3. Коэффициент трения и износостойкость нанокомпозитных покрытий W–Se–C зависят от их химического состава и структурного состояния, а также химико-механических свойств материала контртела. Увеличивая концентрацию атомов углерода, можно добиться повышения твердости и износостойкости твердосмазочного покрытия на основе WSe_2 в контакте с керамическим контртелом.

Легирование алмазоподобного углерода, обладающего высокой концентрацией алмазных связей (более 50 %), диселенидом вольфрама позволяет создавать нанокомпозитные покрытия с достаточно стабильными трибологическими свойствами, не требующими длительной приработки контактных поверхностей при трении на воздухе без применения смазочного материала. Повышение концентрации графитовых связей в аморфной углеродной матрице заметно ухудшает трибологические свойства нанокомпозитного покрытия при трении в таких условиях.

ЛИТЕРАТУРА

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

2. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В., Селис Ж.** Трибологические свойства антифрикционного покрытия, сформированного импульсным лазерным осаждением углерода и диселенида вольфрама // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 7. С. 39–44.

3. **Voevodin A.A., O'Neill J.P., Zabinski J.S.** Nanocomposite tribological coatings for aerospace application// Surf. Coat. Technol. 1999. Vol. 116–119. P. 36–45.

4. **Tribological** behavior of WC/DLC/WS_2 nanocomposite coatings / J.-H. Wu, D.A. Rigney, M.L. Falk et al. // Surf. Coat. Technol. 2004. Vol. 188–189. P. 605–611.

5. **Noshiro J., Watanabe S., Sakurai T., Miyake S.** Friction properties of co-sputtered sulfide / DLC solid lubricating films // Surf. Coat. Technol. 2006. Vol. 200. P. 5849–5854.

6. **On the microstructure** of tungsten disulfide films alloyed with carbon and nitrogen / A. Nossa, A. Cavaliero, N.J.M. Carvalho et al. // Thin Solis Films. 2005. Vol. 484. P. 389–395.

7. **Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Романов Р.И.** Трибологические свойства алмазоподобных углеродных покрытий, сформированных на стали ионно-ассистированным осаждением из импульсной лазерной плазмы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 6. С. 34–40.

8. **Diamond-like** carbon thin films for high-temperature applications prepared by filtered pulsed laser deposition / F. Balon, V. Stolojan, S.R.P. Silva et al. // Vacuum. 2005. Vol. 80. P. 163–167.

9. **Prasad S.V., Zabinski J.S., McDevitt N.T.** Friction behavior of pulsed laser deposited tungsten disulfide films // Tribology Transactions. 1995. Vol. 38. P. 57–62.

УДК 621.791.36

В.М. Неровный, О.И. Михальцевич *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Расширение возможностей ремонта лопаток турбины дуговой пайкой в вакууме

Практика и тепловые расчеты показали, что дуговая пайка в вакууме с неподвижным пятном нагрева имеет ограниченные возможности по толщине паяных соединений. Расширить возможности применения дуговой пайки в вакууме удалось реализацией способа сканирования столба дугового разряда по одной и двум ортогональным координатам с помощью специально разработанной магнитной системы, что позволило увеличить площадь зоны нагрева до требуемых температур с управлением конфигурацией этой зоны. В результате этого существенно расширились возможности применения для ремонта лопаток высокотемпературной пайки в вакууме.

Ключевые слова: *ремонт лопаток, жаропрочные сплавы, высокотемпературная пайка, вакуум.*

Experience base and thermal analysis have shown that arc soldering in vacuum with stationary spot of heating has limited capabilities of thickness of soldered joints. Enhancement application of arc soldering in vacuum it was possible by realization of a way of scanning of arc column category both on one, and on two orthogonal coordinates by means of specially developed magnetic system, that has allowed to enlarge the area of heating to demanded temperatures with control of that area configuration and as a result it essentially to enhance application for repair turbine blades by the high-temperature soldering in vacuum.

Key words: *blades repairing, heat resisting alloys, high-temperature brazing, vacuum.*

В современной технике широко применяются *газотурбинные двигатели* (ГТД) и *газотурбинные установки* (ГТУ) различного назначения. К деталям, ограничивающим ресурс работы газотурбинного двигателя или установки, в значительной мере относятся лопатки турбины. Они работают при комплексном температурно-силовом нагружении. Вследствие этого в процессе эксплуатации лопатки газовых турбин подвергаются изнашиванию и повреждениям, интенсивность которых зависит от типа двигателя или установки, условий эксплуатации и наработки. Замена поврежденных лопаток на новые требует значительных материальных затрат, поэтому продление их ресурса за счет ремонта с применением сварки, наплавки и пайки является актуальной производственной и экономической задачей.

Применение процессов сварки плавлением и наплавки для изготовления и ремонта лопаток не всегда дает положительные результаты по ряду причин [1, 2]. Так, при аргонодуговой сварке и наплавке на сплавах типа ЖС6К, ЖС6У, ВЖЛ12У, ЭП539ЛМ с объемным содержанием γ'-фазы 60...65 % практически не удается исправить поверхностные дефекты без трещин даже при предварительном подогреве отливки до 800...900 °С [2].

Лучшие результаты получают при использовании высокотемпературной пайки в вакуумных печах [3, 4], позволяющей повысить работоспособность и надежность лопаток. Базовым способом в производстве является высокотемпературная пайка с общим нагревом. Однако этот метод ограничен в применении рядом композиционных припоев с температурой пайки, максимально приближенной к температуре опасных структурных превращений высокожаропрочных никелевых сплавов, а также тонкостенных деталей сложной формы, чувствительных к высокотемпературному нагреву.

Во многих случаях наиболее эффективным является способ высокотемпературной пайки в вакууме особенно малоразмерных соединений с использованием в качестве локального источника энергии *дугового разряда с полым катодом* (ДРПК). Опыт дуговой пайки в вакууме в промышленности уже накоплен и используется для упрочнения контактных поверхностей бандажных рабочих лопаток ГТД и исправления поверхностных дефектов литья лопаток [5, 6].

Главной особенностью дуговой пайки в вакууме является возможность точного дозирования и широкого регулирования интенсивности и локальности ввода тепловой энергии в зону соединения, что

позволяет управлять одновременно скоростью нагрева и распределением температур в зоне пайки. Локальность ввода энергии дает возможность проводить пайку при температуре, близкой к температуре опасных структурных превращений основного материала, а значит, использовать жаропрочные припои, по составу близкие к химическому составу материала лопатки, а также реализовать пайку с направленным растеканием припоя. Нагрев ДРПК в вакууме дает возможность вести процесс пайки с минимальной зоной термического влияния и совмещать его с другими технологическими операциями: очисткой, восстановлением, модификацией поверхности и т.п.

Исследования показали [7], что при высокотемпературной пайке в вакууме литейных высокожаропрочных сплавов на никелевой основе необходимо соблюдать следующие условия.

1. В зоне теплового воздействия источника энергии максимальная температура паяемых материалов не должна превышать температуру их опасных структурных превращений $T_{с.п}$ = 1220...1240 °С. При такой температуре начинают оплавляться расположенные в междендритных участках локальные объемы легкоплавкой эвтектики, что приводит к необратимому понижению жаропрочности и пластичности высокожаропрочных сплавов.

2. Температура пайки должна находиться в диапазоне $T_п$ = 1150...1220 °С, поскольку температура плавления промышленных припоев на никелевой основе всего на 20...100 °С ниже $T_{с.п}$ высокожаропрочных сплавов.

3. Сравнительно узкий интервал температур в зоне паяного соединения $T_{с.п}...T_п$ = 20...90 °С требует относительно равномерного нагрева до $T_п$ соединяемых элементов детали (или, по меньшей мере, паяемых поверхностей) и припоя.

Скорость нагрева при пайке оказывает также весьма существенное влияние на получение паяного соединения. С одной стороны, локальные источники энергии позволяют достигать высоких скоростей нагрева. При скоростном нагреве повышается производительность процесса, сокращается зона термического влияния паяного соединения. С другой стороны, значения скорости нагрева при высокотемпературной пайке имеют существенные ограничения. Во-первых, при высоких скоростях нагрева жаропрочных сплавов на никелевой основе неизбежна значительная неравномерность температурного поля в области теплового воздействия локального источника, что может привести к возникновению опасных термических напряжений и непропая по всей паяемой поверхности. Во-вторых, при высокой скорости нагрева (w > 20 °С/с) трудно зафиксировать момент достижения температуры пайки, что может привести к перегреву или недогреву паяного соединения. В-третьих, в быстро нагреваемых телах сложной конфигурации неизбежно возникновение локального перегрева кромок или утоненных сечений.

Как показал практический опыт, в этих условиях получить качественный процесс высокотемпературной пайки с локальным нагревом можно только путем относительно быстрого создания в зоне паяного соединения близкого к стационарному температурного поля (w < 1...3 °С/с, $T_п \le T(x, y, z)_{паян.с} \le T_{с.п}$), что позволяет свести к минимуму влияние фактора времени при дальнейшем нагреве и достичь минимально возможную неравномерность прогрева соединения.

Для определения области рационального использования локального источника энергии применительно к высокотемпературной пайке провели расчетную оценку тепловых характеристик поверхностного источника теплоты на ЭВМ с учетом распределения плотности мощности в зоне нагрева. Результаты этих тепловых задач позволили установить, что в зоне обработки лопаток различных типоразмеров удается получить близкое к стационарному температурное поле в течение 20...100 с, которое удовлетворяет требованиям высокотемпературной пайки в довольно узком диапазоне плотностей теплового потока неподвижного локального источника теплоты, примерно от 100 до 450 Вт/см^2.

Так, неподвижным нормально-круговым источником с эффективной мощностью от 200 до 1100 Вт и коэффициентом сосредоточенности от 0,5 до 3,0 см$^{-2}$ можно обеспечить сквозной прогрев паяемого соединения при толщинах деталей от 0,1 до 0,4 см. При этом максимальная длина паяного соединения с увеличением толщины детали от 0,1 до 0,4 см уменьшается от восьми ее толщин до половины ее толщины. Таким образом, применение неподвижного нормально-кругового источника энергии для вышеперечисленных процессов имеет ограниченные возможности: не все типоразмеры паяных соединений, встречающиеся на практике, можно нагреть до требуемого интервала температур.

При высокотемпературной пайке соединений на лопатках с помощью ДРПК в диффузной форме с неподвижным пятном нагрева в диапазоне токов от 5 до 40 А и при длине дугового промежутка от 0,5 до 5,0 см удается плавно управлять скоростью нагрева и равномерностью прогрева зоны паяного соединения до требуемых температур. Благодаря сравнительно большому пятну нагрева ДРПК (диаметром 3...8 см) и выделяемой в нем тепловой мощности в пределах 200...1100 Вт были получены паяные соединения длиной 0,5...1,2 см на деталях с толщиной стенки

0,2...0,4 см в зависимости от теплофизических свойств паяных металлов, массы и размеров деталей.

Однако пайка ДРПК с неподвижным пятном нагрева имеет существенные ограничения из-за неравномерного распределения плотности мощности в пятне нагрева (гауссовское распределение). Удается получать паяные соединения только небольших размеров, площадь которых значительно меньше площади самого пятна нагрева. Кроме того, при пайке изделий толщиной более 0,4 см, как правило, требуется эффективная мощность ДРПК свыше 1200 Вт при разрядном токе более 50 А. При таких значениях тока ДРПК переходит из диффузной формы (с диаметром пятна нагрева порядка 3...8 см) в так называемую контрагированную, характеризующуюся сравнительно малым пятном нагрева (диаметром 0,9...1,6 см) и сравнительно высокими значениями плотности мощности в центре пятна (свыше 1500 Вт/см^2), значительно превышающими требуемую плотность мощности для пайки.

Увеличить диапазон толщин деталей со сквозным прогревом для высокотемпературной пайки и длину (площадь) паяного соединения, как показали тепловые расчеты, можно путем создания практически равномерного распределения плотности мощности в зоне нагрева с одновременным изменением конфигурации этой зоны, вытянутой вдоль паяного соединения. Для этого широко используют способы сканирования локального источника энергии по одной или двум ортогональным координатам.

Сканирование дугового разряда можно осуществлять за счет перемещения горелки с помощью различных типов приводов [8, 9]. Некоторые из этих приводов дают возможность перемещать горелку одновременно в двух взаимно-перпендикулярных направлениях с получением любой траектории. Разработаны также специальные генераторы, позволяющие осуществлять возвратно-поступательное перемещение с различной амплитудой. Существенным недостатком перечисленных выше типов приводов является ограничение по частоте и форме колебаний, что делает такие системы сканирования недостаточно гибкими в условиях изменения технологических процессов пайки или наплавки.

Наиболее целесообразной с точки зрения создания различных по конфигурации зон нагрева с необходимым распределением теплового потока по ним следует считать электромагнитную систему сканирования [10].

Система отклонения столба ДРПК включает отклоняющую электромагнитную систему с двумя парами полюсных наконечников и систему управления отклонением, состоящую из биполярных усилителей тока обмоток и программных устройств, задающих

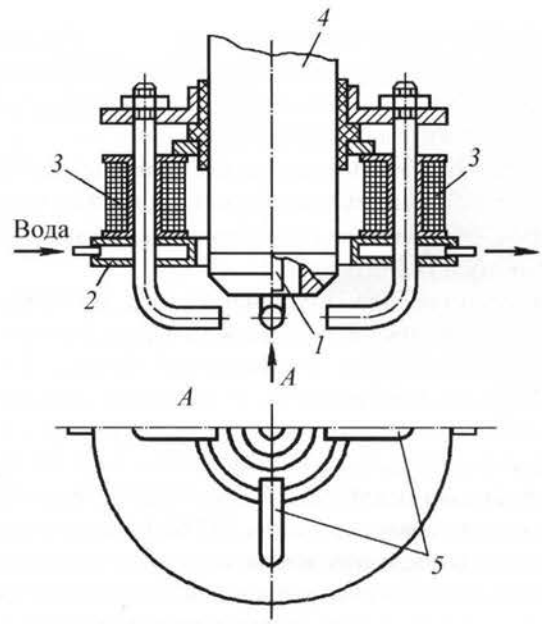


Рис. 1. Магнитная система для сканирования внешнего столба ДРПК поперечным магнитным полем

закон отклонения столба во времени. Ток в отклоняющих катушках составляет 50...800 мА.

На рис. 1 представлена типовая конструкция магнитной системы отклонения столба разряда, расположенная на горелке *4* и состоящая из двух взаимно-перпендикулярных подковообразных магнитопроводов *5*. На каждом магнитопроводе установлены две катушки отклонения *3*, создающие в сумме намагничивающую силу до 150...200 А·витков.

Для эффективного отвода теплоты от катушек отклонения и полюсных наконечников в нижней части магнитной системы расположен водоохлаждающий экран *2*. Магнитопроводы переменного тока изготовляли из электротехнической стали.

Из условия воздействия поперечного магнитного поля на столб ДРПК диаметр полюсного наконечника *5* должен быть соизмерим с диаметром внешнего столба разряда (0,8...1,1 см). Диаметр наконечника рационально выбирать на 0,2...0,5 см больше, внешнего диаметра полого катода *1*. Рабочий зазор между полюсными наконечниками одного магнитопровода должен быть в пределах 1,5...2,5 см. Применение увеличенных зазоров нежелательно из-за резкого роста магнитного сопротивления, что требует неоправданного увеличения намагничивающей силы катушек.

С целью получить равномерно распределенный источник нагрева через катушки отклонения пропускают ток с треугольной или пилообразной формой изменения амплитуды. Поскольку отклонение столба ДРПК почти пропорционально току отклоняющей

катушки, то ее целесообразно питать от стабилизированного источника тока. Характеристикой источника тока обладает усилитель мощности с отрицательной обратной связью по току нагрузки.

Чтобы исключить влияние нестабильности усилителя тока на точность отклонения, он должен поддерживать заданный ток с погрешностью не более ±0,5 % при любых возмущениях.

Для задания закона изменения тока, проходящего через катушку отклонения, можно использовать генераторы напряжения специальной формы Г6-26, Г6-27, Г6-28. При невысокой точности дискретной аппроксимации требуемого закона отклонения столба вместо использования генератора типа Г6 более целесообразно применять генераторы, позволяющие реализовать развертку столба ДРПК по произвольному закону. В последнее время появилось много разработок подобных генераторов для управления электронным лучом, которые полностью подходят и для управления отклонением столба ДРПК.

Исследования показали, что для осуществления процесса сканирования внешнего столба ДРПК необходимо создавать магнитную систему, обеспечивающую получение поперечного магнитного поля индуктивностью до 0,5...2,5 мТл в области выходного торца катода. Воздействие таким поперечным магнитным полем, создаваемым парой полюсных наконечников диаметром 0,7...0,8 см, позволяет отклонять столб сильноточного разряда на угол $\alpha = 40...50°$ (рис. 2, см. с. 2 обложки).

Отклонение столба ДРПК определяли с помощью точечного зонда калориметра по максимальному значению. Угол отклонения столба возрастает с увеличением магнитной индукции (рис. 3, *а*) и с уменьшением тока разряда (рис. 3, *б*).

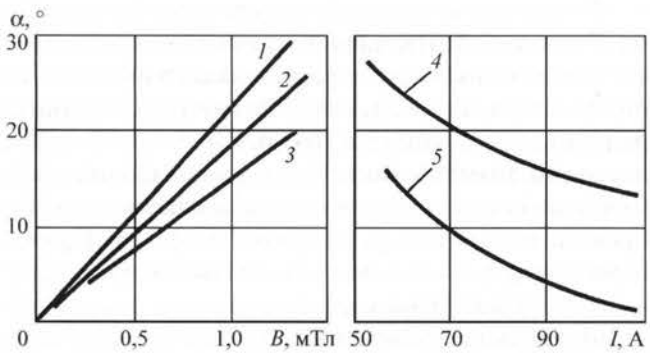


Рис. 3. Зависимость угла отклонения столба α от индуктивности магнитного поля *B* (*1–3*) и тока ДРПК *I* (*4*, *5*) (длина дугового промежутка *l* = 3,0 см; подача аргона через полость катода *G* = 2,0 мг/с):
1 – *I* = 60 А; *2* – *I* = 70 А; *3* – *I* = 80 А; *4* – *B* = 1,0 мТл, *5* – *B* = 0,5 мТл

Для исследования закономерностей перемещения пятна нагрева ДРПК по анодной поверхности использована методика, основанная на фиксировании траектории движения пятна нагрева по свечению слоя покрытия толщиной 2...8 мкм, например, из тантала, напыленного на охлаждаемую подложку (медный водоохлаждаемый анод). Вследствие интенсивного теплоотвода от покрытия в охлаждаемую подложку диаметр светящегося пятна ДРПК при токах 100...120 А был равен 2...3 мм. При частоте сканирования разряда 1...2 Гц, что соответствовало скорости движения пятна 4...8 см/с, наблюдалось перемещение светящейся точки, а при сканировании на частотах 10...50 Гц высвечивалась вся траектория перемещения пятна.

Исследования показали, что закон изменения перемещения пятна нагрева ДРПК практически повторяет закон изменения тока управления $I_{упр}$ обмоток катушек. Одновременное изменение $I_{упр}$ на двух парах полюсных наконечников осуществляли с помощью генераторов специальной формы. В зависимости от соотношений частот, амплитудных значений управляющих токов, а также сдвига фаз между ними, магнитная система, создающая два взаимно-перпендикулярных скрещенных магнитных поля, подобно электронно-лучевому сканированию позволяет получать на аноде фигуры Лиссажу и, соответственно, зоны нагрева, различающиеся по площади и конфигурации.

При изменении частоты и амплитуды сканирования столба разряда его внешние параметры (ток и напряжение) изменялись незначительно. Разряд существует устойчиво даже при частоте сканирования до 200 Гц, что соответствует скорости перемещения пятна его нагрева до 14 м/с.

Исследования распределения плотностей тока и плотности мощности по пятну нагрева ДРПК показали, что с ростом угла отклонения внешнего столба максимальные значения этих характеристик несколько снижаются (рис. 4). Функция распределения плотности тока до угла отклонения $\alpha = 40...45°$ остается практически симметричной. Изменение частоты сканирования столба ДРПК в диапазоне 0,1...200 Гц практически не приводит к изменению функций распределения теплоэнергетических параметров по пятну нагрева. С увеличением амплитуды сканирования столба ДРПК его эффективная мощность несколько снижается.

Исследования по оценке температурного поля, возникающего в титановой пластине толщиной 1 см при воздействии на ее поверхность ДРПК со сканирующим внешним столбом, показали, что, например, при линейном сканировании разряда с амплитудой $A = 1,6$ см получена область прогрева по всей толщине пластины практически со стационарным темпера-

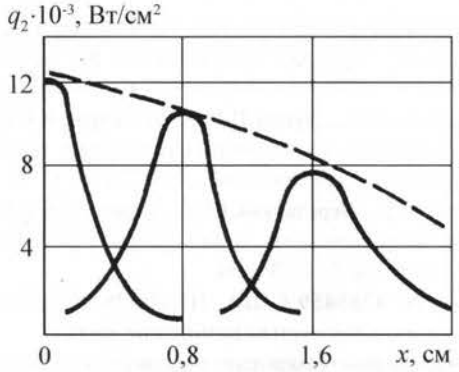


Рис. 4. Распределение плотности мощности q_2 в пятне нагрева ДРПК, отклоненного поперечным магнитным полем (I = 80 А, G = 2,0 мг/с, A = 1,6 см)

турным полем в интервале температур 1150...1240 °С, длина которой составила 0,4...0,5 см. Двухкоординатное сканирование с амплитудами $A_x = A_y$ = 1,6 см позволило значительно расширить область прогрева пластины в интервале этих же температур до размера 1×1 см^2.

Известно [3], что сканирование пятна нагрева может привести к появлению колебаний температуры в нагреваемом теле. Возможность возникновения колебательного процесса определяется в основном теплофизическими параметрами материала тела, частотой сканирования и интенсивностью воздействия теплового источника. Например, для материалов с теплофизическими характеристиками, близкими к характеристикам никелевых сплавов, установлено отсутствие колебаний температуры в термическом цикле уже при частоте сканирования столба ДРПК свыше 2 Гц, что объясняется высокой тепловой инерционностью нагреваемого материала. В этом случае сканирующий столб ДРПК на частотах свыше 5...10 Гц можно принять квазираспределенным, поскольку он обеспечивает нагрев практически одновременно по всей зоне сканирования. Для упрощения источников питания магнитных систем целесообразно применять опорную частоту сканирования 50 Гц.

Исследования показали, что линейное сканирование столба ДРПК в контрагированной (сжатой) форме вдоль паяемого соединения при токах 60...80 А и длине дугового промежутка 4,0...5,0 см позволяет прогреть его на всю глубину на лопатках толщиной до 0,5 см при длине соединения до восьми толщин детали. Сканирование столба ДРПК в диапазоне токов от 60 до 200 А по двум координатам позволяет получать зону нагрева площадью 4...100 см^2 и более практически с равномерным распределением по ней плотности мощности, величина которой может изменяться в

Рис. 5. Рабочая лопатка турбины с упрочненной дуговой напайкой пластин бандажной полкой

пределах 20...500 Вт/см^2. Благодаря этому можно нагреть паяные соединения для высокотемпературной пайки жаропрочных никелевых сплавов длиной до 8 см и более как линейной, так и кольцевой конфигурации, а также наплавлять рабочие поверхности довольно большой площади в режиме сварки-пайки.

На рис. 5 показана лопатка турбины с бандажной полкой, упрочненной дуговой напайкой пластин размером 3,5×5,0×40 мм. Материал пластин – жаропрочный никелевый сплав ВЖЛ2. Для пайки применяли припой марки ВПр10 в виде фольги толщиной 12...15 мкм. Процесс напайки осуществляли при линейном сканировании столба ДРПК вдоль пластины при следующих параметрах режима: длина дугового промежутка l = 5,0 см; ток дугового разряда I = 60 А; амплитуда сканирования столба A = 2,5 см; подача аргона через полость катода G = 1,5 мг/с.

Таким образом, сканирование столба ДРПК в контрагированной форме по одной или двум ортогональным координатам позволяет увеличить площадь зоны нагрева до требуемых температур с управлением ее конфигурацией и в результате этого существенно расширить возможности его применения для ремонта лопаток высокотемпературной пайкой в вакууме. На основе анализа результатов исследований были сделаны следующие **выводы**.

1. При высокотемпературной пайке дуговым разрядом с полым катодом в вакууме в диффузной форме с неподвижным пятном нагрева на практике удается прогреть паяемое соединение по всей толщине деталей (лопаток) до 0,4 см. При этом максимальная длина паяемого соединения с увеличением толщины детали от 0,1 до 0,4 см уменьшается от восьми ее толщин до половины ее толщины. Это, безусловно, ограничивает возможности применения дуговой пайки в вакууме применительно к ремонту лопаток турбин, поскольку значительная номенклатура лопаток, в частности для газотурбинных установок, требует пайки соединений длиной от 0,8 до 4 см и более при

сквозном прогреве до температур пайки на толщинах от 0,3 до 0,8 мм.

2. Расширить возможности применения дуговой пайки в вакууме удалось реализацией способа сканирования столба дугового разряда по одной и двум ортогональным координатам с помощью специально разработанной магнитной системы.

3. Линейное сканирование столба ДРПК в контрагированной форме вдоль паяемого соединения при токе 60...80 А и длине дугового промежутка 4,0...5,0 см позволяет прогреть его на всю глубину на лопатках толщиной до 0,5 см при длине соединения до 7...8 толщин. Сканирование столба ДРПК при токах от 60 до 200 А по двум ортогональным координатам позволяет получать зону нагрева площадью 4...100 $см^2$ и более с практически равномерным распределением по ней плотности мощности, величина которой может изменяться в пределах 20...500 $Вт/см^2$. Благодаря этому можно прогреть паяемые соединения для высокотемпературной пайки жаропрочных никелевых сплавов длиной до 8 см и более как линейной, так и кольцевой конфигурации, а также наплавлять рабочие поверхности большой площади в режиме сварки-пайки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Суперсплавы II:** Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных установок / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля: пер. с англ. В 2-х книгах. Кн. 2. / под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия, 1995. 384 с.

2. **Сорокин Л.И., Лукин В.И., Багдасаров Ю. С.** Свариваемость литейных жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС6 / Сварочное производство, 1997. № 6. С. 12–17.

3. **Орлов А.В., Березников Ю.Н., Самсонова Т.С.** Ремонт деталей газовых турбин методами пайки // Энергомашиностроение. 1984. № 2. С. 33–34.

4. **Пат. № 4285459** США, НКИ 228/119, МКИ В23К 1/04. Высокотемпературная ремонтная пайка.

5. **Современные** технологии в производстве газотурбинных двигателей / Колл. авт.; под ред. А.Г. Братухина, Г.К. Язова, Б.Е. Карасева. М.: Машиностроение, 1997. 416 с.

6. **Неровный В.М.** Технология ремонта поверхностных дефектов на отливках турбинных лопаток // Сварочное производство. 1998. № 6. С. 42–45.

7. **Неровный В.М., Ямпольский В.М.** Сварочные дуговые процессы в вакууме. М.: Машиностроение. 2002. 264 с.

8. **Пат. № 3633812** США, МКИ В23 К 1/00. Вибратор сварочной горелки / Хайнес Дж. Опубл. 11.01.1972 г. // Изобретения за рубежом. 1972. Вып. 6. № 2.

9. **Пат. № 3748433** США, МКИ В23 К 9/12. Устройство для направленного перемещения и колебания горелки для электросварки / Р. Гвин, В. Беллис. Опубл. 24.07.1973. // Изобретения за рубежом. 1973. Вып. 6. № 13.

10. **Неровный В.М., Калинкин А.Н., Бояршина Л.А.** Магнитное управление дугой, горящей в вакууме при наплавке и пайке // Сварочное производство. 1983. № 12. С. 13–15.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Гончаров И.Ю., Неклюдов И.М. Влияние возвратного движения дислокаций при разгрузке и перемене знака нагружения на механические свойства никеля, прошедшего деформационное старение при умеренных температурах.

Блюменштейн В.Ю., Земскова Е.П. Исследование коррозионной стойкости МДО-покрытий.

УДК 621.9.048.6

Ю.Р. Копылов *(Воронежский ГТУ)*

Особенности виброударного упрочнения длинномерных деталей

Приведены результаты теоретических исследований формирования параметров качества поверхностного слоя на различных участках длинномерных деталей сложной формы типа балок шасси, лонжеронов, стыковых профилей нервюр крыла и др., а также их деформаций при виброударном упрочнении при их закреплении и равномерном вращении в контейнере. Проведена оценка влияния амплитуды колебаний, диаметра шариков инструментальной среды, базирования детали и положения отражательных экранов в контейнере на формирование остаточных напряжений, шероховатости и деформации длинномерной детали с учетом ее конструктивных особенностей.

Ключевые слова: *виброударное упрочнение, длинномерные детали авиационного производства, шероховатость, остаточные напряжения.*

Results of theoretical researches of formation of parameters of quality of a superficial layer on various sites of lengthy details of the complex form such as beams of the chassis, longerons, inferfacial structures rib of dome a wing, etc., and their deformations are resulted at vibrating percussion strengthening with fastening and uniform their rotation in the container. Estimation of influences of amplitude of fluctuations, diameter of balls of the tool environment, a place of fastening of detail and position of reflective screens in the container on formation of residual pressure, roughness and deformation of lengthy detail in view of its design features is carried aut.

Key words: *vibro-impact strengthening, long-length components of aviation production, roughness, permanent stresses.*

Актуальность проблемы

При виброударном упрочнении длинномерных деталей типа балок шасси, лонжеронов и стрингеров, стыковых профилей нервюр крыла и других с соотношением длины и размеров поперечного сечения от 5...7 до 20 и более возникают трудности с выбором режимов, которые гарантируют, что погрешности технологических параметров качества поверхностного слоя и деформации детали не превысят допустимых значений.

Выбор рациональных режимов упрочнения экспериментальным методом неэффективен, так как он не обеспечивает полного перебора необходимого и большого числа режимных параметров, влияющих на процесс, и характеризуется высокими трудоемкостью и затратами. Решение этой проблемы актуально также в связи с тем, что погрешности остаточных напряжений и шероховатости вызывают деформацию деталей, снижают усталостную прочность и долговечность изделий, сконструированных с ограничениями массы и работающих при интенсивных силовых нагрузках. Помимо этого, технологии виброударного упрочнения являются финишными операциями, брак дорогостоящих деталей, как правило, не устраним, так как согласно нормативным требованиям правка и повторное упрочнение не допускаются [1].

Цель и задачи исследований

Основной причиной возникновения погрешностей при виброударном упрочнении деталей с закреплением в контейнере является неравномерность динамических параметров инструментальной среды, в частности скорости и энергии периодических соударений разных участков упрочняемой детали с частицами интенсивно вибрирующей инструментальной среды. Это происходит в результате отсутствия кинематических связей инструментальной среды с деталью и станком. Как показали исследования и практика, сделать равномерными динамические свойства инструментальной среды по всему объему контейнера не представляется возможным. Добиться повышения равномерности энергии периодических соударений разных участков поверхностей упрочняемой детали с инструментальной средой за счет различных технологических приемов и снижения погрешностей упрочнения и деформаций детали возможно.

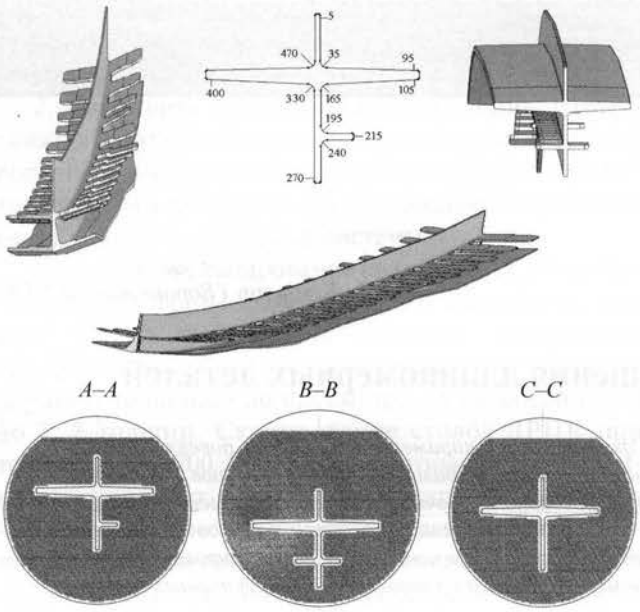


Рис. 1. Общий вид стыкового профиля нервюры (нумерация участков в поперечном сечении – от 524 до 560, длина участка 2,5 мм):
A–A – с одной стыковой полкой; *B–B* – с двумя стыковыми полками; *C–C* – без стыковых полок; размерные параметры профиля: длина – 5650 мм; высота – 256 мм; ширина – 325 мм; толщина стенок – 15...8 мм, толщина полок – 24...12 мм; разновысотость за счет кривизны в вертикальной плоскости – 100 мм

Целью настоящего исследования является теоретическая оценка эффективности различных динамических и технологических методов снижения погрешностей формирования остаточных напряжений и шероховатости для конечного множества отрезков в сечениях и участков трехмерной модели балки и стыкового профиля нервюры крыла с учетом их конструктивных особенностей посредством математического моделирования (рис. 1).

Численные эксперименты по влиянию режимов упрочнения на величину и глубину формирования остаточных напряжений и высотные параметры шероховатости для конечного множества участков детали выполнялось посредством математического моделирования на ПЭВМ на основе динамики частиц вибрирующей инструментальной среды [1, 2].

Результаты исследований

При закреплении детали в центре контейнера без вращения получены следующие теоретические результаты формирования среднеарифметической высоты микронеровностей Rz и остаточных напряжений σ_{-0} на различных участках при постоянной амплитуде колебаний детали с контейнером $A = 5$ мм, круговой траектории колебаний в вертикальной плоскости, частоте $\omega = 131{,}9$ с$^{-1}$.

Шероховатость для j-го участка поверхности, мкм, вычисляют по формуле, где все динамические свойства инструментальной среды в окрестности расчетных участков детали определяются функцией вибрационной подвижности $\Phi_j(T)$,

$$Rz_j = \left(Rz_{\text{исх}} - \sqrt{\frac{2\Theta_{\tau ij}(\Phi_j(T))^2}{\pi \text{НМ}_\text{д} d_\text{ч}}} \right), \qquad (1)$$

где $Rz_{\text{исх}}$ – исходная среднеарифметическая высота неровностей;

$\Theta_{\tau ij}$ – энергия периодических соударений j-го участка детали с i-й группой частиц инструментальной среды;

$\text{НМ}_\text{д}$ – динамическая твердость поверхности детали;

$d_\text{ч}$ – диаметр частиц инструментальной среды.

Среднеарифметическая высота на разных участках стыкового профиля при постоянной амплитуде $A = 5$ мм изменяется в поперечных сечениях в диапазоне $Rz = 10{,}2...12{,}2$ мкм (рис. 2, *а*, см. с. 2 обложки), при исходной $Rz = 22^{+3}_{-2}$ мкм (требуемая шероховатость $Rz = 11^{+2}_{-2}$ мкм).

Среднеарифметическая высота Rz по длине детали в продольном вертикальном сечении по оси симметрии детали изменяется в диапазоне $Rz = 11{,}2...11{,}4$ мкм главным образом за счет различной высоты расположения поперечных сечений относительно нижней поверхности контейнера: 50 мм в крайних положениях, 150 мм в средней части детали. Средние значения $Rz_\text{ср}$ при амплитуде детали $A_\text{д} = 4$ мм снижаются от $Rz_{\text{исх}} = 22^{+3}_{-2}$ до $Rz_j = 12{,}7...10{,}4$ мкм (см. рис. 2). При увеличении амплитуды до $A_\text{д} = 6$ мм исходная шероховатость $Rz_{\text{исх}} = 22^{+3}_{-2}$ мкм снижается до $Rz_j = 11{,}9...9{,}3$ мкм с увеличением относительной погрешности ΔRz_j с 9...12 до 15...17 %.

При установке пассивных экранов неравномерность формирования шероховатости снижается не более чем на 12 %; активных экранов – не более чем на 30 %. Вращение детали и смена траекторий через 10...15 мин снижает погрешность формирования шероховатости на 40...60 %.

С увеличением диаметра шариков инструментальной среды $d_\text{ш}$ от 4 до 6 мм $Rz_\text{ср}$ увеличивается на 30...40 % при росте относительной погрешности $\Delta Rz_\text{ср}$ от 10 до 18 %. Относительная площадь элементарных участков S_{Rz} с шероховатостью $Rz_\text{ном} = 11^{+1}_{-1}$ мкм при увеличении $d_\text{ш}$ снижается: при $d_\text{ш} = 4$; 5; 6 мм $S_{Rz} = 85$; 75 и 60 % соответственно. При увеличении высоты закрепления детали относительно дна контейнера (см. рис. 1) достигаемые значения $Rz_\text{ср}$ уменьшаются на 7...10 %.

Остаточные напряжения, направленные вдоль поверхности детали и формируемые на *j*-х участках стыкового профиля,

$$\sigma_{-0j} = k_\sigma \left(\frac{9{,}8 Э_{\tau ij} d_ч^2}{(k_{rij})^3} \right)^{\frac{1}{5}} \left[\frac{1-\nu_д}{E_д} - \frac{1-\nu_ч}{E_ч} \right]^{-\frac{4}{5}}, \text{ МПа} \quad (2)$$

где k_σ – коэффициент склонности материала детали к упрочнению;

k_{rij} – коэффициент кривизны соударяющихся поверхностей;

ν, E – коэффициент Пуассона и модуль Юнга материала детали;

индексы "д" и "ч" обозначают соответствие параметра детали и частице инструментальной среды.

Средние остаточные напряжения σ_{-0}, вычисленные для всех участков сечений детали с увеличением амплитуды $A_д$ в диапазоне 4...6 мм, повышаются на 20...30 %, а при увеличении относительной погрешности $\Delta\sigma_{-0}$ от 40...60 % при $A_д$ = 4 мм до 75...85 % при $A_д$ = 6 мм (рис. 2, см. с. 2 обложки).

Относительная площадь участков S_σ с посплайновыми значениями осевых остаточных напряжений σ_{-0j} = 400...600 МПа с увеличением амплитуды колебаний растет: при $A_д$ = 4; 5; 6 мм S_σ = 56; 72 и 92 % соответственно.

При увеличении высоты закрепления стыкового профиля относительно дна контейнера от 50 до 150 мм значения σ_{-0} незначительно изменяются в диапазоне 310...357 МПа с относительной погрешностью $\Delta\sigma_{-0}$ = = 50...55 %. Изменения средних σ_{-0} и посплайновых значений σ_{-0j} вызваны изменением циркуляционных потоков и удельной плотности энергии соударений.

При установке экранов в зоне недостаточной интенсивности упрочнения вдоль направления ее циркуляционных потоков на расстоянии 9...10 диаметров частиц от поверхности детали из-за возникновения двухстороннего характера периодических соударений инструментальной среды с деталью возникают более значительные средние остаточные напряжения σ_{-0} = = 392 МПа с относительной погрешностью $\Delta\sigma_{-0}$ = = 32,5 %. При отсутствии экранов σ_{-0} = 330 МПа и $\Delta\sigma_{-0}$ = 39,5 %.

Для вычисления *деформаций* стыкового профиля по длине в вертикальной плоскости, а именно деформаций (прогиба) плоских образцов-свидетелей при неравномерном формировании осевых остаточных напряжений на их плоских поверхностях используют формулу [3]:

$$\delta_{\sigma_{-0}} = \frac{3\sigma_{-0} h_\sigma L^2 (1-\nu)}{4EH^2 \left(\frac{1-3h_\sigma}{H} \right)}, \quad (3)$$

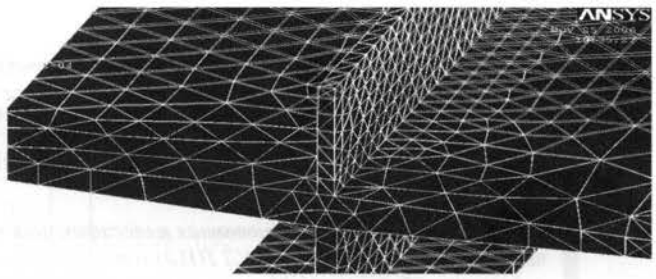


Рис. 3. Сетка деформаций стыкового профиля при защемлении ближнего торца

где σ_{-0} – сжимающие осевые остаточные напряжения;

h_σ – глубина формирования этих напряжений;

L – база измерения прогиба пластины;

H – толщина пластины;

ν, E – коэффициент Пуассона и модуль Юнга материала пластины (пластина и деталь изготовлены из одного материала).

При расчете деформаций более сложных, чем пластины, конструкций применяют аналитические и численные методы, основанные на методах конечных элементов и конечных разностей и других, с использованием вычислительной техники и системы ANSYS.

Согласно эпюрам распределения осевых остаточных напряжений, которые направлены вдоль различных поверхностей стыкового профиля, выполняющих роль внешней нагрузки, методом конечных элементов определяют эпюру изгибающего и крутящего моментов. Далее рассчитывают деформации, которые в виде фрагмента со смещением сетки конечных элементов по мере удаления от ближнего защемленного торца представлены на рис. 3.

Допустимая деформация полок – $\delta_\sigma = \pm 0{,}5$ мм; допустимая деформация нервюры на длине 5650 мм – δ_σ = 5 мм. Допустимая неравномерность остаточных напряжений по расчетам автора составляет $|\sigma_{-0}|$ = 90...100 МПа, относительная погрешность их формирования $|\Delta\sigma_{-0}|$ = 15...20 % при $\sigma_{ном}$ = 450 МПа. Для обеспечения таких погрешностей формирования остаточных напряжений (при упрочнении деталей с плоскостной траекторией колебаний) допустимая погрешность амплитуды скорости колебаний $A\omega$ не должна превышать $\Delta(A\omega) < 15...20$ %.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Копылов Ю.Р.** Виброударное упрочнение. Воронеж: Изд-во ВГУ МВД, 1999. 386 с.

2. **Копылов Ю.Р.** Математическое моделирование процесса виброударного упрочнения деталей сложной формы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 11. С. 3–8.

3. **Саверин М.М.** Дробеструйный наклеп. М.: Машгиз, 1955. 312 с.

А.Г. Суслов, Р.В. Гуров, Е.С. Тишевских *(Брянский ГТУ)*

Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием

Приведены научно обоснованная классификация отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием (ОУД ППД) (отделочная, отделочно-упрочняющая и упрочняющая) и уравнения для определения рабочих усилий накатывания, подтверждающие данную классификацию.

Ключевые слова: *отделочно-упрочняющая обработка, поверхностное пластическое деформирование, классификация отделочно-упрочняющей обработки, накатывание.*

Scientifically proved classification of finishing-strengthening processing by surface plastic deformation (finishing, finishing-strengthening and strengthening) and the equations for determination of working efforts of rolling, confirming the given classification are resulted.

Key words: *finishing-strengthening processing, surface plastic deformation, classification of finishing-strengthening processing, rolling.*

Термин ОУО ППД впервые был предложен в работе [1]. До этого в технической литературе использовали термин "обработка *поверхностным пластическим деформированием*" (ППД), и введение нового термина было встречено неоднозначно. Однако дальнейшие работы в этом направлении убедительно показали, что в зависимости от функционального назначения детали ППД может применяться как отделочная, так и отделочно-упрочняющая или упрочняющая обработка. Все это привело к стандартизации термина ОУО ППД.

ОУО ППД объединяет большое число технологических методов: накатывание, обкатывание и раскатывание роликами или шариками; выглаживание твердосплавными или алмазными инденторами; вибронакатывание, виброобкатывание и виброраскатывание шариками или многошариковыми головками; алмазное вибровыглаживание; обработка инструментом центробежно-ударного действия; виброобработка; дорнование; раскатывание и накатывание галтелей, сфер, резьбовых, эвольвентных и шлицевых поверхностей.

Все эти методы обработки в зависимости от функционального назначения поверхности детали могут применяться как отделочные, отделочно-упрочняющие или упрочняющие.

Отделочная обработка ППД проводится в целях уменьшения исходной шероховатости поверхности и увеличения ее несущей способности, т.е. увеличения параметра шероховатости t_p (относительная длина опорной линии профиля шероховатости на уровне сечения профиля p) или уменьшения параметра Rp (высота сглаживания профиля – расстояния от линии выступов до средней линии) практически без упрочнения поверхностного слоя детали. Это необходимо для повышения износостойкости детали при жидкостном трении, контактной жесткости, герметичности и коррозионной стойкости.

Процесс отделочной обработки ППД деталей осуществляется при рабочем давлении, обеспечивающем частичное сглаживание выступов шероховатости и увеличение относительной длины опорной линии профиля шероховатости на верхнем уровне $t_{5\%}$ до 30 % (табл. 1).

Отделочно-упрочняющую обработку ППД производят для уменьшения исходной шероховатости поверхности, увеличения ее несущей способности и частичного поверхностного упрочнения детали, что необходимо для повышения износостойкости при граничном трении, контактной жесткости, герметичности и частично усталостной прочности деталей. Процесс отделочно-упрочняющей обработки ППД деталей осуществляется при рабочем давлении, обеспечивающем сглаживание микронеровностей, увеличение относительной длины опорной линии профиля шероховатости на верхнем уровне $t_{5\%}$ от 30 до 80 % и упрочнение поверхностного слоя (до значения коэффициента упрочнения k = 1,30) на небольшую глубину 0,05 мм (см. табл. 1).

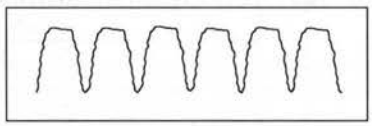
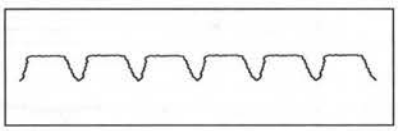
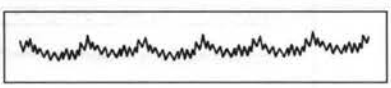
Упрочняющую обработку ППД проводят в целях полного переформирования исходной шероховатости вплоть до формирования регулярного профиля и упрочнения поверхностного слоя детали. Это необходимо для повышения износостойкости при сухом трении и усталостной прочности деталей. Процесс упрочняющей обработки ППД ведут при рабочих давлениях, обеспечивающих полное пластическое передеформирование исходной шероховатости и упрочнение поверхности до k = 2,00 на глубину до 5 мм (см. табл. 1).

Основной задачей технолога является назначение режимов, в частности рабочего усилия, обеспечивающих соответствующую ОУО ППД: отделочную, отделочно-упрочняющую или упрочняющую.

При определении усилия накатывания исходим из предположения, что при малых подачах фактическая

Таблица 1

Классификация ОУО ППД по функциональному назначению обрабатываемых поверхностей деталей

Вид обработки	$t_{5\%}$, %	Получаемые профили шероховатости	Коэффициент упрочнения k	Эксплуатационные свойства поверхности
1. Отделочная обработка ППД	10...30		1,00...1,05	Износостойкость при жидкостном трении, контактная жесткость, герметичность, коррозионная стойкость
2. Отделочно-упрочняющая обработка ППД	30...80		1,05...1,30	Износостойкость при граничном трении, контактной жесткости при первом нагружении, прочность посадок, частично усталостная прочность
3. Упрочняющая обработка ППД	3...10		1,40...2,00	Износостойкость при сухом трении, усталостная прочность

площадь контакта рабочего инструмента с шероховатой поверхностью равна сформировавшейся площади, а следовательно,

$$t_{\text{р.к}} = t_{5\%}.$$

Фактическая площадь контакта $A_{\text{ф}}$ при пластическом деформировании определяется из уравнения [2]

$$A_{\text{ф}} = \frac{P}{Ck\sigma_{\text{т}}}, \qquad (1)$$

где P – усилие;

C – коэффициент стеснения (C = 2,87) [2];

k – коэффициент упрочнения;

$\sigma_{\text{т}}$ – предел текучести обрабатываемого материала заготовки;

$$A_{\text{ф}} = A_{\text{н}} \frac{t_{\text{р.к}}}{100}, \qquad (2)$$

где $t_{\text{р.к}}$ – относительная длина профиля исходной шероховатости, находящаяся в контакте с рабочим инструментом, %;

$A_{\text{н}}$ – номинальная площадь контакта рабочего инструмента с обрабатываемой поверхностью заготовки,

$$A_{\text{н}} = \frac{P}{p_{\text{н}}}, \qquad (3)$$

где $p_{\text{н}}$ – номинальное давление в контакте рабочего инструмента и обрабатываемой поверхности заготовки.

Подставляя (3) в (2) и приравнивая правые части полученного уравнения и (1), получим

$$\frac{Pt_{\text{р.к}}}{p_{\text{н}} \cdot 100} = \frac{P}{Ck\sigma_{\text{т}}}. \qquad (4)$$

Откуда

$$p_{\text{н}} = \frac{Ck\sigma_{\text{т}} t_{\text{р.к}}}{100}. \qquad (5)$$

Таким образом, при отделочной обработке

$$10\ \% < t_{\text{р.к}} < 30\ \%;\ 1 < k < 1{,}05;$$

$$\frac{2{,}87\sigma_{\text{т}}\,30}{100} < p_{\text{н}} < \frac{2{,}87 \cdot 1{,}06\sigma_{\text{т}} \cdot 30}{100}; \qquad (6)$$

$$0{,}3\sigma_{\text{т}} < p_{\text{н}} < \sigma_{\text{т}};$$

при отделочно-упрочняющей обработке

$$30\ \% < t_{\text{р.к}} < 80\ \%;\ 1{,}05 < k < 1{,}3;$$

$$\frac{2{,}87 \cdot 1{,}05\sigma_{\text{т}}\,30}{100} < p_{\text{н}} < \frac{2{,}87 \cdot 1{,}3\sigma_{\text{т}} \cdot 80}{100}; \qquad (7)$$

$$\sigma_{\text{т}} < p_{\text{н}} < 3\sigma_{\text{т}};$$

при упрочняющей обработке

$$3\ \% < t_{\text{р.к}} < 10\ \%;\ 1{,}3 < k < 2{,}0;$$

$$3\sigma_{\text{т}} < p_{\text{н}} < \frac{2{,}87 \cdot 2{,}00\sigma_{\text{т}} \cdot 100}{100}; \qquad (8)$$

$$3\sigma_{\text{т}} < p_{\text{н}} < 5{,}74\sigma_{\text{т}}.$$

Рабочее усилие при ОУО ППД

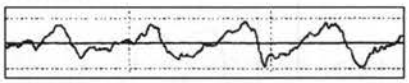
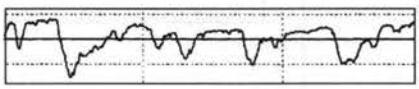
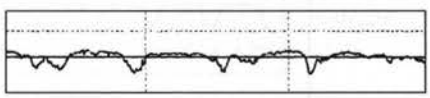
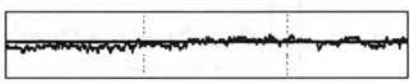
$$P = A_{\text{н}} p_{\text{н}}. \qquad (9)$$

Номинальная площадь контакта инструмента с обрабатываемой поверхностью определяется из уравнения:

$$A_{\text{н}} = 2\pi y_{\text{к.ск}} r_{\text{пр}}, \qquad (10)$$

Таблица 2

Результаты эксперимента по накатыванию шариком образцов из стали 40Х

Элементы классификации	Rz, мкм	t_5	Получаемые профили шероховатости	Коэффициент упрочнения k
1. Исходная поверхность	7,54	2		1,00
2. Отделочная обработка ППД	5,00	15		1,05
3. Отделочно-упрочняющая обработка ППД	2,16	50		1,30
4. Упрочняющая обработка ППД	2,58	5		1,60

где $y_{к.ск}$ – контактные деформации сближения поверхностей в зоне контакта инструмента и заготовки при скольжении или качении;

$r_{пр}$ – приведенный радиус в контакте инструмента и заготовки.

Подставляя (10) в (9), получаем

$$P = 2\pi y_{к.ск} r_{пр} p_н . \qquad (11)$$

Таким образом, при отделочной обработке

$$0{,}6\pi y_{к.ск} r_{пр} \sigma_т < P < 2\pi y_{к.ск} r_{пр} \sigma_т ; \qquad (12)$$

при отделочно-упрочняющей обработке

$$2\pi y_{к.ск} r_{пр} \sigma_т < P < 6\pi y_{к.ск} r_{пр} \sigma_т ; \qquad (13)$$

при упрочняющей обработке

$$6\pi y_{к.ск} r_{пр} \sigma_т < P < 11{,}5\pi y_{к.ск} r_{пр} \sigma_т . \qquad (14)$$

Контактное сближение при скольжении или качении определяется из уравнения [2]

$$y_{к.ск} = y_к (2\sqrt{1+f^2} - 1), \qquad (15)$$

где f – коэффициент трения скольжения или качения;

$y_к$ – контактная деформация сближения поверхностей при статическом нагружении

$$y_к = y_{пл.к} + y_{уп.к} , \qquad (16)$$

где $y_{пл.к}$ – пластические деформации при статическом нагружении (при контакте инструмента с шероховатой поверхностью) [2],

$$y_{пл.к} = Rz \left(\frac{P}{2 A_н Ck\sigma_т} \right)^{0,5} , \qquad (17)$$

$y_{уп.к}$ – упругие контактные деформации при статическом нагружении (при контакте инструмента с шероховатой поверхностью) [2],

$$y_{уп.к} = 10\pi \frac{1-\mu^2}{E} Ck\sigma_т y_{пл.к} . \qquad (18)$$

Подставив (17) и (18) в (16), получим

$$y_к = Rz \left(\frac{P}{2 A_н Ck\sigma_т} \right)^{1/2} \left(1 + 10\pi \frac{(1-\mu^2)}{E} Ck\sigma_т \right). \qquad (19)$$

Если геометрические размеры инструмента перекрывают волнистость обрабатываемой поверхности, то контактные деформации рассматриваются с учетом волнистости [2].

С целью подтвердить предложенную классификацию ОУО ППД и полученные теоретические уравнения был проведен следующий эксперимент. Цилиндрический образец из отожженной стали 40Х диаметром 60 мм был обработан точением с Rz = 7,54 мкм (режим: подача S = 0,175 мм/об, скорость резания v = 140 м/мин, радиус при вершине инструмента – 0,8 мм).

После этого проводили накатывание шариком диаметром d = 10 мм при усилии 80, 150 и 600 Н с подачей 0,1 мм/об. Результаты проведенного эксперимента представлены в табл. 2.

Полученные теоретические неравенства (12)–(14) позволяют определить основной режим ОУО ППД деталей (усилие), обеспечивающее их функциональное назначение.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Суслов А.Г.** Технологическое обеспечение контактной жесткости соединений. М.: Наука, 1977. 102 с.

2. **Суслов А.Г.** Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. М.: Машиностроение, 1987. 208 с.

М.М. Матлин, В.О. Мосейко, В.В. Мосейко *(Волгоградский ГТУ)*

Выбор степени покрытия отпечатками дроби и зонами пластической деформации упрочняемых поверхностей деталей машин при дробеобработке

Рассмотрены распределение зон пластической деформации вокруг отпечатков дроби при упрочняющей дробеобработке и его влияние на усталостную прочность и долговечность деталей. Обоснована причина достижения высокой прочности дробенаклепанных изделий при относительно низких значениях степеней покрытия отпечатками дроби.

Ключевые слова: *степень покрытия отпечатками дроби, степень покрытия зонами пластической деформации, толщина (глубина) наклепанного слоя, дробеобработка.*

Distribution of plastic deformation zones around of shot prints at strengthening shotpeening and their influence on fatigue durability and durability of details are considered. The reason of achievement of high durability shotpeened products is proved at rather low values of shot coverage degrees.

Key words: *degree of coverage of shot prints, degree of coverage of plastic deformation zones, thickness (depth) of cold-hardened layer, shotpeening.*

Выбор степени покрытия отпечатками дроби упрочняемых поверхностей, очевидно, диктуется необходимостью возможно более полного их покрытия пластически деформированными зонами наклепа, концентрически образующимися вокруг отпечатков, и достижения тем самым возможно большей сплошности наклепанного слоя и равномерности его глубины.

Диаметр d_s зон наклепа по Б.П. Рыковскому [1] примерно равен $2d_{отп}$, где $d_{отп}$ – диаметр отпечатка. По данным И.В. Кудрявцева [2], диаметр этих зон больше $2d_{отп}$. По экспериментам В.В. Варнелло, диаметр зон пластической деформации лежит в пределах $(2{,}55...2{,}75)d_{отп}$. В.В. Петросов [3] принимает диаметр этих зон в 2,5 раза больше диаметра отпечатка. В.К. Григорович при измерении твердости шариковой пробой на чистом железе показал, что при испытании получается неискаженный результат с расстоянием между центрами соседних отпечатков не более 3,1 $d_{отп}$; при большем сближении центров твердость возрастает, обнаруживая тем самым начало перекрытия пластически деформированных зон [4]. Это нашло отражение в правилах размещения отпечатков стандартного метода определения твердости по Бринеллю (ГОСТ 9012–59), в которых выбранное с запасом расстояние между центрами соседних отпечатков должно быть не меньше $4d_{отп}$. Таким образом, диаметр зон наклепа отдельных отпечатков для разных металлов и сплавов лежит в диапазоне $\approx(2...3)d_{отп}$.

Для анализа распределения этих зон, используя понятие степени ψ_{1s} хотя бы (по крайней мере) однократного покрытия зонами наклепа [5], примем диаметр этих зон равным среднему значению указанного диапазона

$$d_s \approx 2{,}5 d_{отп}. \qquad (1)$$

Тогда средневероятное число ударов a_s дроби в площадь зоны наклепа, очевидно, в 6,25 раза больше средневероятного числа ударов $a_{отп} = \pi r_{отп}^2 \lambda_s$ в площадь своего отпечатка, т.е.

$$a_s \approx 6{,}25 a_{отп} \approx 6{,}25 \pi r_{отп}^2 \lambda_s, \qquad (2)$$

где $\pi r_{отп}^2$ – площадь в первом приближении одинаковых круглых отпечатков радиусом $r_{отп}$;

λ_s – поверхностная плотность распределения отпечатков.

По аналогии со степенью ψ_1 хотя бы однократного покрытия отпечатками дроби [5, 6] запишем выражение для степени ψ_{s1}

$$\psi_{1s} \approx 1 - \exp(-a_s) \approx 1 - \exp(-6{,}25 a_{отп}) \qquad (3)$$

или

$$\psi_{1s} \approx 1 - (1-\psi_1)^{6{,}26} \approx 1 - (\psi_0)^{6{,}25}, \qquad (4)$$

где $\psi_1 \approx 1 - \exp(-a_{отп})$ и $\psi_0 \approx 1 - \psi_1$ – соответственно степени хотя бы однократного покрытия и непокрытия поверхности детали отпечатками дроби.

В свою очередь, степень непокрытия зонами наклепа

$$\psi_{0s} \approx 1 - \psi_{1s} \approx (1-\psi_1)^{6{,}25} \approx \psi_0^{6{,}25}. \qquad (5)$$

Выражения для степеней хотя бы двукратного, трехкратного и многократных покрытий зонами наклепа можно представить в виде [5, 6]:

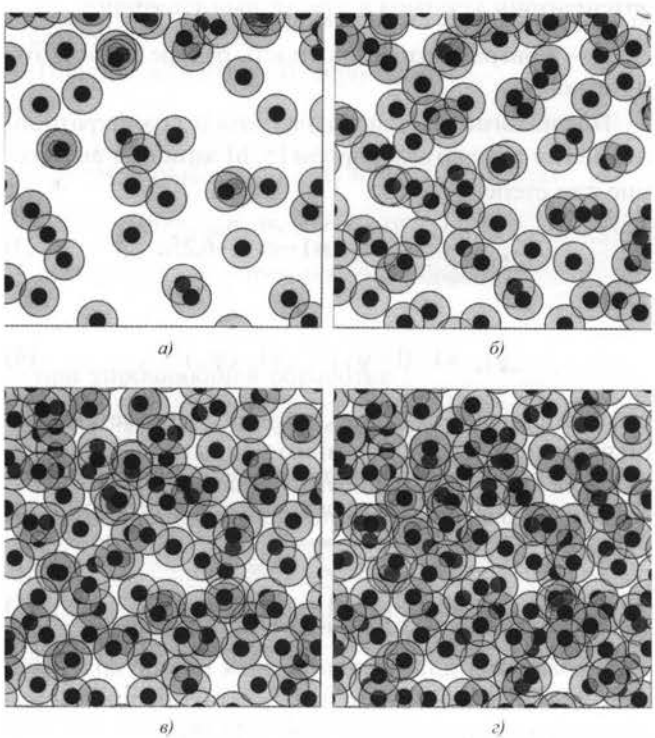
$$\psi_{2s} \approx 1 - (1 + a_s)\exp(-a_s); \qquad (6)$$

$$\psi_{3s} \approx 1 - \left(1 + a_s + \frac{a_s^2}{2}\right)\exp(-a_s); \qquad (7)$$

$$\psi_{ns} \approx 1 - \sum_{k=0}^{n-1} \frac{a_s^k}{k!}\exp(-a_s). \qquad (8)$$

Средние значения вероятностных параметров технологических режимов дробеобработки

Параметр	Обозначение	Значение параметра							
Средневероятное число ударов дроби по площади своего отпечатка	$a_{отп}$	0,11	0,22	0,56	1,15	2,30	4,60	6,90	9,20
Степень непокрытия отпечатками дроби	ψ_0	0,90	0,80	0,57	0,32	0,10	0,01	0,001	0,0001
Степень хотя бы однократного покрытия отпечатками дроби	ψ_1	0,10	0,20	0,43	0,68	0,90	0,99	0,999	0,9999
Средневероятное число ударов дроби по площади зоны наклепа	a_s	0,688	1,375	3,500	7,200	14,400	28,800	43,100	57,500
Степень непокрытия пластически деформированными зонами наклепа	ψ_{0s}	0,520	0,250	0,030	0,001	0	0	0	0
Степень хотя бы однократного покрытия зонами наклепа	ψ_{1s}	0,480	0,750	0,970	0,999	1,000	1,000	1,000	1,000
Степень хотя бы двукратного покрытия зонами наклепа	ψ_{2s}	0,14	0,41	0,87	0,99	1,00	1,00	1,00	1,00
Степень хотя бы трехкратного покрытия зонами наклепа	ψ_{3s}	0,029	0,170	0,680	0,980	1,000	1,000	1,000	1,000



а *б* *в* *г*

Геометрические модели случайного распределения отпечатков дроби и пластически деформированных зон наклепа с диаметрами, равными около $2{,}5d_{отп}$ (черным цветом обозначены отпечатки дроби, серым – зоны наклепа):

а – $a_{отп} \approx 0{,}12$, $\psi_1 \approx 0{,}1$, $\psi_{1s} \approx 0{,}48$, $\psi_{0s} \approx 0{,}52$; *б* – $a_{отп} \approx 0{,}17$, $\psi_1 \approx 0{,}15$, $\psi_{1s} \approx 0{,}64$, $\psi_{0s} \approx 0{,}36$; *в* – $a_{отп} \approx 0{,}22$, $\psi_1 \approx 0{,}20$, $\psi_{1s} \approx 0{,}75$, $\psi_{0s} \approx 0{,}25$; *г* – $a_{отп} \approx 0{,}29$, $\psi_1 \approx 0{,}25$, $\psi_{1s} \approx 0{,}84$, $\psi_{0s} \approx 0{,}16$

В таблице приведены некоторые значения степеней покрытия и взаимосвязи между ними, а на рисунке изображено несколько геометрических моделей случайного распределения отпечатков дроби и зон наклепа при $\psi_1 \approx 0{,}1$; 0,15; 0,20; 0,25 с диаметрами этих зон $d_s \approx 2{,}5d_{отп}$.

Анализ изложенного показывает, что при малых значениях степеней ψ_1, например, $\psi_1 \approx 0{,}15$ или 0,2 степени хотя бы однократного покрытия зонами наклепа равны $\psi_{1s} \approx 1 - (1 - 0{,}15)^{6{,}25} \approx 0{,}64$ или $\psi_{1s} \approx 1 - (1 - 0{,}2)^{6{,}25} \approx 0{,}25$, а степени непокрытия ψ_{0s} этими зонами – $\psi_{0s} \approx 0{,}36$ или $\psi_{0s} \approx 0{,}25$ соответственно, т.е. ≈36 и 25 % площади упрочняемой поверхности детали свободны от обусловленных наклепом остаточных сжимающих напряжений. На разных участках этой площади оставшиеся следы предыдущей механической обработки (риски, царапины, микротрещины и другие поверхностные концентраторы напряжений) при длительном циклическом нагружении детали могут получить дальнейшее развитие и перерасти в усталостные макротрещины, что должно предопределить снижение ее усталостной прочности и циклической долговечности.

Однако исследование, проведенное в последнее время [7], показало, что при низких степенях покрытия отпечатками дроби тем не менее достигается высокая усталостная прочность деталей. В частности, испытания на усталость обработанных дробью

лопаток турбин и автомобильных рессор со степенью покрытия $\psi_1 \approx 0{,}2$ дают такую же долговечность и прочность, как и при степени покрытия ψ_1, близкой к единице, при естественном многократном сокращении времени дробеобработки и расхода дроби. Для иллюстрации этого факта авторы [7] приводят кривые практически одинакового распределения остаточных напряжений по глубине дробенаклепанного слоя для степеней покрытия $\psi_1 \approx 0{,}2$; 0,6; 0,8; 1,0 (при $\psi_1 \approx 0{,}15$ ординаты эпюры остаточных напряжений заметно меньше).

С точки зрения авторов, это противоречие объясняется тем, что хотя и существуют участки, свободные от остаточных сжимающих напряжений, их размеры при $\psi_1 > 0{,}2$ малы и сравнимы с размерами зон наклепа и, самое главное, как видно из рисунка *в* и *г*, они в подавляющем большинстве замкнуты и поэтому исключают перерождение поверхностных микродефектов в длинные усталостные макротрещины, блокируя их рост на границах зон наклепа.

Худшая ситуация возникает при меньших значениях степени покрытия, например, при $\psi_1 \approx 0{,}15$ или 0,1 (рисунок *а*, *б*), когда обнаруживается очевидная возможность образования на свободных от остаточных сжимающих напряжений протяженных участках обрабатываемой поверхности детали длинных усталостных макротрещин, по длине во много раз превышающих размеры зон наклепа.

Поэтому критическое значение $\psi_1 \approx 0{,}2$, соответствующее средневероятному числу ударов $a_{отп} \approx 0{,}22$ по площади своего отпечатка, можно ориентировочно считать нижним пределом степени хотя бы однократного покрытия отпечатками при дробеобработке, например, деталей неответственного назначения из хорошо наклепываемых мягких сталей.

При упрочнении ответственных деталей из углеродистых и легированных сталей средней и высокой твердости для гарантированного исключения разного рода случайных и не всегда учитываемых или непредсказуемых факторов технологического процесса дробеобработки (неравномерной плотности потока дроби по фронту и глубине, разбросом диаметров, скоростей и углов падения дроби, ее соударением, некруглостью, повторным отскоком, собственным вращением и др.), приводящих к локальным вариациям степени ψ_1, следует согласиться с мнением авторов многих работ [3, 7–9], что за верхний предел степени ψ_1 следует выбирать неоднократно проверенную на практике и технологически надежно контролируемую величину, близкую к 0,9 и соответствующую средневероятному числу ударов $a_{отп} \approx 2{,}3$ по площади своего отпечатка.

Из вышеизложенного следует, что величина $\psi_1 \approx 0{,}9$ обеспечивает практически полное покрытие зонами наклепа при степени хотя бы однократного их покрытия $\psi_{1s} \approx 0{,}999999$ и ничтожно малой степени непокрытия $\psi_{0s} \approx 0{,}000001$ этими зонами, исключающими какую-либо реальную вероятность появления на поверхности детали ненаклепанных зон, свободных от остаточных сжимающих напряжений.

Дальнейшее повышение степени покрытия отпечатками выше значений $\psi_1 \approx 0{,}9$ в производственных условиях неэкономично и нецелесообразно, так как практически не увеличивая усталостную прочность детали, ведет к необоснованному возрастанию времени дробеобработки и расхода дроби, снижению надежности точного контроля ψ_1. Также повышение степени покрытия оправдано, даже если обработка планируется как способ увеличения толщины наклепанного слоя.

Как показывают опыты М.С. Дрозда, И.В. Кудрявцева и Б.П. Рыковского [10, 1, 2] и расчеты авторов [11] при двукратном ударе сферического бойка в центр ранее полученного отпечатка увеличение диаметра отпечатка и, соответственно, глубины наклепанной зоны из-за деформационного упрочнения материала детали в зависимости от его твердости составляет не более 6...15 %, при трехкратном ударе – не более 10...28 % и т.д.

При дробеобработке, характеризующейся случайным смещением отпечатков и зон наклепа (для степени покрытия $\psi_1 \approx 0{,}2...0{,}9$ величины наиболее вероятных смещений отпечатков лежат в пределах $\approx 1{,}5...0{,}4$ их радиуса [5]), глубина наклепанного слоя детали, как впервые показал М.М. Саверин [12], мало зависит от времени дробеобработки, расхода дроби и степени покрытия. Аналогичный вывод получен И.В. Кудрявцевым [2] при чеканке стальных пластин сферическим бойком со смещением отпечатков на $\approx 0{,}2...1{,}3$ их радиуса: толщина наклепанного слоя соответствует глубине наклепа осевой зоны единичного отпечатка (при одном ударе). Близкий к этому результат получен при анализе упрочнения роликами, заключающийся в том, что повторные проходы ролика с разным шагом мало увеличивают глубину наклепа [13–15]. Это подтверждается и результатами исследований зарубежных ученых [7–9, 16], полученными в последние годы.

Жестко связывать толщину наклепанного слоя со степенью покрытия отпечатками, расходом дроби и

временем дробеобработки было бы неверным еще и потому, что, как следует из вышесказанного, этот слой в каждой точке обрабатываемой поверхности за все время дробеобработки при нижних значениях границ рассматриваемых диапазонов ($\psi_1 \approx 0{,}2$ и $a_{отп} \approx 0{,}22$) формируется за счет случайного и в разной мере выраженного наложения друг на друга в среднем всего около 0,22 отпечатка дроби и $0{,}22 \cdot 6{,}25 \approx 1{,}4$ зон наклепа, а при верхних значениях границ $\psi_1 \approx 0{,}9$ и $a_{отп} \approx 2{,}3$ – за счет наложения друг на друга около 2,3 отпечатка и $2{,}3 \cdot 6{,}25 \approx 14{,}4$ зон наклепа.

Поэтому можно считать твердо установленным фактом, что толщина наклепанного слоя при дробеобработке в силу деформационного упрочнения материала детали и случайного расположения отпечатков дроби и зон наклепа в рассматриваемом диапазоне $\psi_1 \approx 0{,}2...0{,}9$ практически не зависит от степени покрытия, времени обработки и расхода дроби. Увеличение степени покрытия отпечатками ведет лишь к большему перекрытию зон наклепа, уменьшению и исключению ненаклепанных участков с формированием более или менее сплошного и равномерного по толщине наклепанного слоя.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Рыковский Б.П., Смирнов В.А., Щетинин Г.М.** Местное упрочнение деталей поверхностным наклепом. М.: Машиностроение, 1985. 152 с.

2. **Кудрявцев И.В.** Основы выбора режима упрочняющего поверхностного наклепа ударным способом // Сб. научн. тр. "Повышение долговечности деталей машин методом поверхностного наклепа". ЦНИИТМАШ. М.: Машиностроение, 1965. С. 6–34.

3. **Петросов В.В.** Гидродробеструйное упрочнение деталей и инструмента. М.: Машиностроение. 1977. 163 с.

4. **Григорович В.К.** Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976.

5. **Матлин М.М., Мосейко В.О., Мосейко В.В.** Определение степени покрытия отпечатками дроби поверхности при дробеобработке // Справочник. Инженерный журнал. 2005. № 2. С. 18–25.

6. **Вентцель Е.С., Овчаров Л.А.** Теория вероятностей и ее инженерные приложения. М.: Наука, 1988. 480 с.

7. **Prevey P.S., Cammett J.T.** The effect of shot peening coverage on residual stress, cold work and fatigue in Ni–Cr–Mo low allow steel // The eighth intern. conf. on shot peening (ICSP8). 2002. P. 1–7.

8. **Джонсон В., Мамалис А.Г., Гош С.К.** О дробеструйной обработке металлов. М., 1982. 22 с.

9. **Kirk D.** Coverage: Development, measurement, control and significance // The shot peener. Fall. 2002. P. 33–36.

10. **Дрозд М.С.** Определение глубины наклепанного слоя при дробеструйной обработке // Науч. тр. Волгоградского мех. ин-та. Т. 2. "Сопротивление материалов". Волгоград, 1955.

11. **Матлин М.М., Мосейко В.О., Мосейко В.В.** Механика силового контактного взаимодействия дроби с поверхностью упрочняемой детали // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 45–52.

12. **Саверин М.М.** Дробеструйный наклеп. Теоретические основы и практика применения. М.: Машгиз, 1955. 312 с.

13. **Браславский В.М.** Технология обкатки крупных деталей роликами. М.: Машиностроение, 1975. 160 с.

14. **Полевой С.Н., Евдокимов В.Д.** Упрочнение машиностроительных материалов: справ. М.: Машиностроение, 1994. 495 с.

15. **Кудрявцев И.В., Минков Я.Л., Дворникова Е.Э.** Повышение прочности и долговечности крупных деталей машин поверхностным наклепом. Технология, организация и механизация механосборочного производства. М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1970. 144 с.

16. **Lida K.** Dent and affected layer produced by shot peening // The second intern. conf. on shot peening (ICSP2). 1984. P. 283–292.

УДК 621.03:620.179.16

Д.А. Козлов, В.В. Овчинников *(Московский государственный индустриальный университет)*

Влияние состава бронзы на свойства стали 30ХГСН2А при электроискровом легировании

Исследовано влияние состава бронзы, используемой при электроискровом легировании, на формирование слоя покрытия, его сплошность и физико-механические свойства стали 30ХГСН2А, подвергнутой этой обработке.
Ключевые слова: *электроискровое легирование, бронза, поверхностный слой, механические свойства, малоцикловая усталость, коэффициент трения.*

Influence of bronze composition using at electric-spark alloying on forming of coating, its integrity and physico-mechanical properties of steel 30ХГСН2А, exposed to these processing.
Key words: *electric-spark alloying, bronze, surface layer, mechanical properties, low-cycle fatigue, friction coefficient.*

Введение

В настоящее время в различных конструкциях машин и механизмов применяют высоконагруженные пары трения скольжения, состоящие из вала и цилиндрической втулки. Для изготовления втулок таких пар трения используют конструкционные стали типа 30ХГСН2А. Снижение коэффициента трения достигается применением бронзового покрытия, которое наносят на внутреннюю и торцевую поверхности втулки.

Для нанесения слоя бронзы на детали из стали 30ХГСН2А перспективно применение концентрированных потоков энергии, к числу которых относится *электроискровое легирование* (ЭИЛ). Преимуществами методов ЭИЛ являются возможность нанесения на обрабатываемую поверхность компактным электродом токопроводящих материалов, достаточно высокая прочность сцепления наносимого слоя с материалом основы, низкая энергоемкость процесса, простота технологических операций. В то же время данный метод обладает и рядом недостатков, которые сдерживают его широкое внедрение в промышленное производство: небольшая толщина слоев, низкая автоматизация процесса обработки, отсутствие необходимой информации о выборе параметров процесса, закономерностях формирования макро- и микроструктуры поверхностных слоев материала, подвергнутого электроискровому воздействию.

Цели данной работы: автоматизация процесса электроискрового легирования, исследование влияния параметров режима на толщину слоя покрытия и его сплошность, зависимость свойств материала, подвергаемого электроискровому воздействию, от химического состава материала электрода.

Методика проведения эксперимента

Электроискровую обработку осуществляли на серийно выпускаемой установке ЕЛФА-512 с энергией импульса 0,06...0,10 Дж. В состав установки ЕЛФА-512 входят генератор электроискровых импульсов и устройство, осуществляющее вращение детали и продольное перемещение электрода вибрационной головки относительно оси вращения.

Для осуществления процесса в автоматическом режиме в среде защитных газов и улучшения качества защиты металла в зоне нанесения покрытия установка ЕЛФА-512 была подвергнута модернизации – установка была дополнительно оснащена специальной насадкой для подачи аргона в зону электроискрового легирования (рис. 1). Сопло (специальная насадка) изготовлено из органического стекла и собирается на основе клея. При этом обеспечивается свободное перемещение корпуса в держателе в диапазоне рабочего хода 25 мм без заеданий. Пружина устанавливается по месту, обеспечивая необходимое усилие передвижения сопрягаемых деталей.

Для обработки торцевой поверхности деталей типа втулок установка ЕЛФА-512 дополнительно укомплектована торцевым вращателем (рис. 2), который

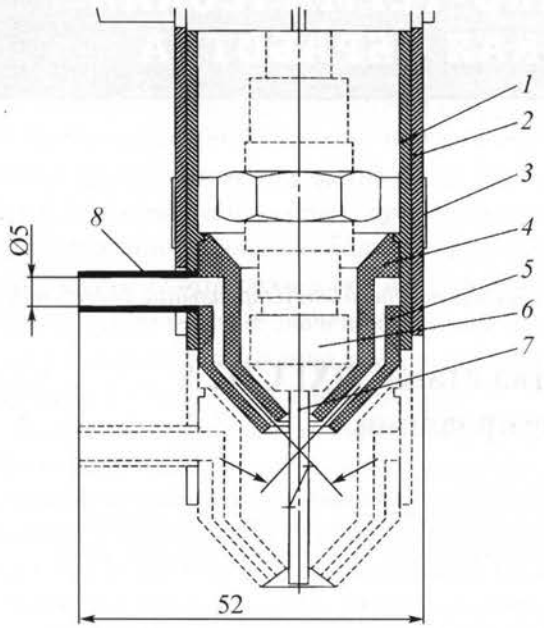


Рис. 1. Специальная насадка для подачи аргона в зону электроискрового легирования:
1 – корпус; *2* – держатель; *3* – пружина; *4*, *5* – верхняя, нижняя части сопла; *6* – гайка; *7* – электрод; *8* – штуцер подачи аргона

позволяет закреплять обрабатываемые образцы и регулировать скорость перемещения электрода относительно поверхности образца.

Отработку режимов ЭИЛ проводили на образцах в виде втулок диаметром 18 мм и длиной 20 мм из стали

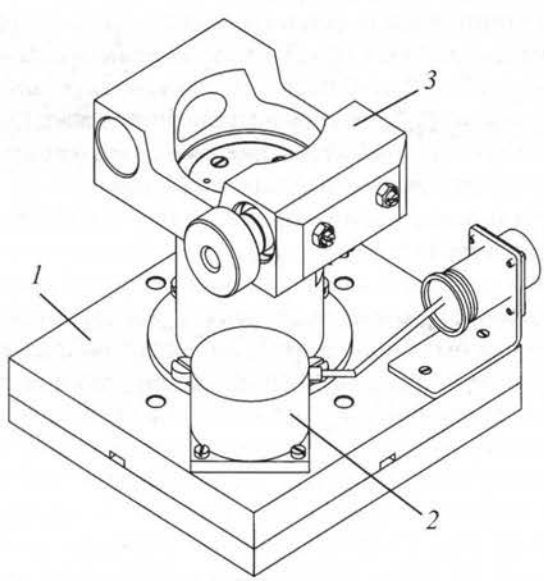


Рис. 2. Торцевой вращатель для обработки деталей типа втулок:
1 — основание; *2* — привод вращения планшайбы; *3* — фиксатор детали

Таблица 1

Химический состав стали 30ХГСН2А, % мас.

C	Mn	Cr	Si	Ni	S	P
0,27...0,35	0,5...0,8	0,25...0,50	0,17...0,37	1,5...2,0	≤ 0,25	≤ 0,25

Таблица 2

Механические свойства образцов из стали 30ХГСН2А

Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Относительное сужение ψ, %	Ударная вязкость *KCU*, Дж/см^2	НВ после обжига, не более
1650	1400	9	45	60	45

30ХГСН2А. Состав и механические свойства стали 30ХГСН2А представлены в табл. 1 и 2.

Образцы и детали перед электроискровым легированием подвергали традиционной термической обработке: закалке от 900...910 °С в масло и отпуску при температуре 210...215 °С в течение 2...2,5 ч. Такая термическая обработка позволяет получить значение твердости не менее 45 HRC.

Для создания антифрикционного покрытия на образцах из стали 30ХГСН2А в исследованиях применяли бронзу марки ВБр5М и БрА10Ж3Мц2, химический состав данных марок бронз представлен в табл. 3.

Проведение испытаний на малоцикловую усталость осуществляли по ГОСТ 23026–76 на машине TIRATE ST–2300 с частотой нагружения 8 цикл./мин на образцах типа II (по тому же ГОСТ).

Испытания на износостойкость проводили на модернизированной машине трения конструкции НИИТАвтопрома. В процессе испытаний образец совершал возвратно-поступательные движения по поверхности контртела со скоростью 0,132 м/мин. В качестве контртела использовали образец из стали 30ХГСН2А. На первом этапе испытания проводили притирку рабочих поверхностей в течение 1 ч при нагрузке 25 МПа. В дальнейшем нагрузку дискретно увеличивали через каждый час работы на 250 МПа. После испытаний изучали состояние антифрикционных слоев стали 30ХГСН2А в зависимости от прилагаемых нагрузок.

Для исследования микротвердости поверхностных слоев после ионной имплантации были использованы поперечные металлографические шлифы плоских образцов. Измерение микротвердости по толщине слоя проводили на приборе ПМТ-3 по стандартной методике (ГОСТ 9450–76) при нагрузке на индентор 0,1 Н.

Таблица 3

Химический состав бронз марок БрА10Ж3Мц2 и ВБр5М

Марка бронзы	Химический состав, массовая доля, %													
	Основные компоненты					Примеси, не более								
	Cu	Al	Fe	Mn	P	Sn	Si	Pb	Zn	Ni	Sb	Cr	S	Сумма примесей
БрА10Ж3Мц2	Основа	9...11	2...4	1...2	–	0,1	0,1	0,03	0,5	–	–	–	–	0,75
ВБр5М	"	–	–	2,5...3,5	5,5...6,5	–	–	0,03	0,5	0,5	0,01	0,05	0,01	1,1

Примечание. Допускается увеличение верхнего предела содержания фосфора до 7 % и уменьшение нижнего предела содержания марганца до 2 %.

Коррозионные испытания в камере соляного тумана HSK-1000 осуществляли согласно ГОСТ 9.905–82 на цилиндрических образцах диаметром 50 мм и толщиной 1,0 мм. Бронзовое покрытие наносили с одной стороны образца.

Исследование склонности к коррозионному растрескиванию осуществляли по ОСТ 1.90211–76 "Стали высокопрочные. Метод ускоренного испытания на склонность к коррозионному растрескиванию".

Металлографический анализ структуры слоев после электроискрового легирования проводили с помощью металлографического микроскопа марки NEOPHOT–21 при увеличении 350...1000 раз.

Результаты испытаний и их обсуждение

При нанесении покрытия электроискровым методом варьировали рабочий ток импульса в пределах 0,7...1,3 А и продольную подачу (продольное перемещение детали на один оборот) в пределах 0,5...1,8 мм/об.

Анализ макрошлифов показывает, что слой бронзы формируется на поверхности образца из стали 30ХГСН2А неодинаково для рассматриваемых режимов. Ток в импульсе оказывает существенное влияние на формирование покрытия. При значении тока импульса 0,7...0,8 А формируется слой бронзы с толщиной 4...6 мкм (рис. 3, *а*). При этом наблюдаются участки, где покрытие отсутствует полностью. Повышение тока в импульсе до 1,0...1,1 А сопровождается формированием слоя бронзы толщиной 8...10 мкм (рис. 3, *б*). При токе импульса более 1,2 А наблюдаются участки с толщиной покрытия 16...18 мкм, в то же время в слое покрытия отмечается наличие участков с толщиной покрытия менее 4 мкм.

Дальнейшее увеличение тока в импульсе до 1,2...1,3 А сопровождается формированием слоя покрытия толщиной 14...18 мкм. При этом наряду с наличием участков покрытия отмеченной толщины проявляются участки слоя бронзы толщиной 2...3 мкм. Увеличение тока импульса до 1,2...1,3 А сопровождается ухудшением качества обработки поверхности образца.

Увеличение продольной подачи детали в процессе электроискрового легирования сопровождается снижением толщины слоя покрытия (рис. 4). Так, при продольной подаче 0,5...0,9 мм/об толщина покрытия составляет 10...12 мкм, а при подаче 1,00...1,25 мм/об толщина слоя бронзы снижается до 6...7 мкм. Использование продольной подачи более 1,5...1,6 мм/об сопровождается уменьшением толщины покрытия до 2...3 мкм. Одновременно формируются участки без бронзового покрытия (рис. 5).

Металлографические исследования показали, что после ЭИЛ бронзой марки ВБр5М участки поверхно-

а)

б)

Рис. 3. Микроструктура (×500) слоя бронзы ВБр5М на стали 30ХГСН2А при электроискровом легировании с током импульса, А:
а – 0,7...0,8; *б* – 1,0...1,1

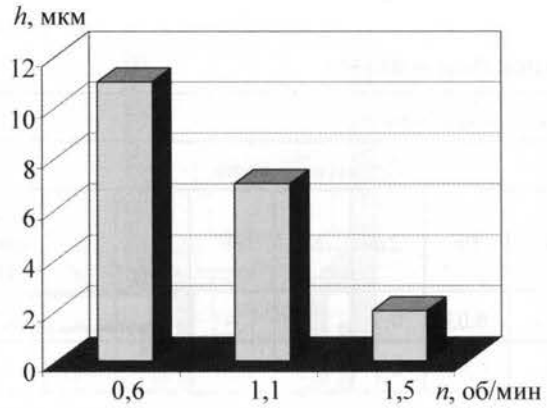


Рис. 4. Влияние продольной подачи *n* образца на толщину *h* бронзового покрытия

Рис. 5. Микроструктура (×500) слоя бронзы ВБр5М на стали 30ХГСН2А при электроискровом легировании с продольной подачей детали 1,6 мм/об

сти образцов без покрытия стали неровными, на них появились углубления и выступы с отклонением от среднего значения не менее чем на ±10 мкм.

Обкатка роликами поверхности образца после электроискрового легирования приводит к утонению нанесенного слоя бронзы до 4...12 мкм. Участки без покрытия после обкатки стальным роликом сохраняют свое местоположение.

В процессе исследований установлено, что при электроискровом легировании подложки из стали 30ХГСНГ2А электродами из бронз ВБр5М и БрА10Ж3Мц2 внешний вид полученного покрытия существенно различается. При использовании бронзы БрА10Ж3Мц2 покрытие имеет светло-золотистый цвет. В случае использования в качестве материала покрытия бронзы ВБр5М при электроискровом ее нанесении на стальную поверхность в воздушной атмосфере наблюдается формирование слоя темно-серого цвета. Основываясь на химическом составе бронз марок БрА10Ж3Мц2 и ВБр5М было уместно предположить, что образование темного налета в покрытии из бронзы ВБр5М связано с интенсивным окислением фосфора в электроискровом промежутке при электроискровом легировании в атмосфере воздуха.

Результаты локального спектрального анализа содержания основных легирующих элементов в полученных покрытиях показали, что при электроискровом легировании бронзой ВБр5М без защиты зоны обработки аргоном наблюдается существенное снижение содержания фосфора (табл. 4).

Применение специальной насадки в процессе электроискрового легирования бронзой марки ВБр5М позволяет устранить выгорание фосфора при расходе аргона 2...2,2 л/мин. В случае обработки деталей малого диаметра, когда диаметр меньше диаметра отверстия сопла, из которого поступает аргон, для улучшения защиты зоны электроискрового разряда от доступа воздуха целесообразно применять экран, расположенный с противоположной стороны от сопла (рис. 6).

Для выбора марки материала электрода при ЭИЛ решающее значение имеют механические свойства материала подложки при растяжении и динамическом изгибе. Покрытие из бронз ВБр5М и БрА10Ж3Мц2 наносили электроискровым методом на всю рабочую поверхность образцов для определения ударной вязкости.

Сравнительные результаты испытания на растяжение и динамический изгиб образцов без покрытия и с электроискровым покрытием приведены в табл. 5. Их анализ показывает, что бронзовое покрытие, нанесенное электроискровым методом, не оказывает влияния на прочностные и пластические характе-

Таблица 4

Содержание основных легирующих элементов в материале электродов и покрытий при электроискровом легировании в воздушной атмосфере

Образец	Химический состав, % мас.						
	Al	Fe	Mn	P	Pb	Zn	Ni
БрА10Ж3Мц2	10,2/10,1	3,4/3,3	1,6/1,55	–	0,03/0,01	0,50/0,45	–
ВБр5М	–	–	2,70/2,40	5,89/1,35	0,03/0,02	0,5/0,1	0,50/0,25

Примечание. Через косую черту даны значения для электрода и покрытия.

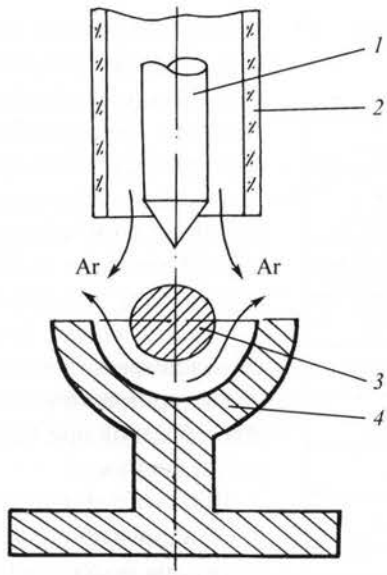


Рис. 6. Схема процесса электроискрового легирования деталей малого диаметра:
1 – электрод; *2* – сопло; *3* – деталь; *4* – экран

ристики материала подложки. Предел прочности стали 30ХГСН2А с электроискровым бронзовым покрытием, предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение полностью соответствуют требованиям технической документации (ТУ 14-1-940–74).

Учитывая, что изделия авиационной техники, в которых применяются втулки с антифрикционным покрытием, эксплуатируются в различных климатических условиях, было изучено влияние электроискрового легирования на склонность высокопрочной стали 30ХГСН2А к коррозионному растрескиванию. При испытаниях растягивающие напряжения не превышали предела текучести для стали 30ХГСН2А. Критерием склонности к коррозионному растрескиванию служило время до появления трещин на образце. Испытания образцов с покрытиями и без них, проведенные в камере, имитирующей климатические условия субтропиков, показали, что нанесенные электроискровым методом покрытия увеличивают склонность к коррозионному растрескиванию высокопрочной стали 30ХГСН2А в сравнении с контрольными образцами (без покрытия): минимальное время разрушения образцов с электроискровым покрытием – 60 сут, с электроискровым слоем из стали 30ХГСН2А – 32 сут. В то же время шлифованные образцы из стали 30ГХСН2А не разрушились за 180 сут.

Уменьшение сопротивления коррозионному растрескиванию образцов высокопрочной стали 30ХГСН2А с электроискровым покрытием связано с созданием в процессе получения указанных покрытий растягивающих напряжений в поверхностном слое образцов. Для устранения вредного влияния электроискрового покрытия и повышения сопротивления коррозионному растрескиванию необходимо создать на поверхности стали до нанесения покрытий остаточные сжимающие напряжения методом поверхностного пластического деформирования.

Испытания на усталость стали 30ХГСН2А с покрытием и без него были проведены на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 7,5 мм при изгибе с частотой 50 Гц на базе $1 \cdot 10^7$ цикл. в соответствии с ГОСТ 25.502–79. Проведенные эксперименты показали, что нанесение бронзы ВБр5М электроискровым методом существенно снижает сопротивление усталости образцов из стали 30ХГСН2А. Так, образцы из стали 30ХГСН2А без покрытия не разру-

Таблица 5

Влияние электроискрового легирования на механические свойства стали 30ХГСН2А

Вид образца	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Снижение предела прочности, %	Относительное удлинение ψ, %	Ударная вязкость *KCU* при – 70 °С, Дж/см^2
Исходное состояние	1599...1610 / 1605	1395...1412 / 1400	8,5...9,2 / 8,7	40,8...45,2 / 43,4	65...70 / 67
После ЭИЛ бронзой ВБр5М	1564...1570 / 1574	1370...1379 / 1374	9,2...10,0 / 9,5	41,3...45,7 / 44,4	70...75 / 72
После ЭИЛ бронзой БрА10Ж3Мц2	1560...1577 / 1566	1315...1330 / 1320	9,3...10,4 / 9,6	44,1...45,1 / 44,7	65...75 / 69
В соответствии с ТУ 1-1-940–74	1500	1200	8,0	40	50

Примечание. В числителе дан диапазон изменения параметра, а в знаменателе – его среднее значение.

Таблица 6

Результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов стали 30ХГСН2А

Доля n нагрузки P_{max}	Число циклов до разрушения				
	Контрольные образцы без покрытия	Без алмазного выглаживания		С алмазным выглаживанием	
		ВБр5М	БрА10Ж3Мц2	ВБр5М	БрА10Ж3Мц2
0,9	9198	–	1514	–	8714
0,8	18176	9807	19489	11330	11089
0,7	>50000	13183	43455	24104	41568
0,6	–	33230	–	>50000	–
0,55	–	>50000	–	–	–

шались при испытаниях на базе $1 \cdot 10^7$ цикл. при $\sigma_{max} =$ = 500 МПа. Образцы с электроискровым легированием поверхности при этом же напряжении имели долговечность менее $1 \cdot 10^5$ цикл.

Испытания на малоцикловую усталость осуществляли согласно ГОСТ 23026–76 на машине TIRATE ST–2300 с частотой нагружения 8 цикл./мин. Часть образцов перед ЭИЛ была подвергнута алмазному выглаживанию. Данные испытаний на малоцикловую усталость представлены в табл. 6 (P_{max} – нагрузка, при которой образцы разрушаются при статическом нагружении, n – доля нагрузки P_{max}). По приведенным результатам видно, что образцы, покрытые бронзой БрА10Ж3Мц2, выдержали в 2...3 раза большее число циклов до разрушения, чем образцы с покрытием ВБр5М. Это явление объясняется разными *скоростями зарождения трещин* (СЗТ), вызванными различием степеней термоциклического воздействия при электроискровом легировании БрА10Ж3Мц2 и ВБр5М на структуру поверхностного слоя материала образцов и

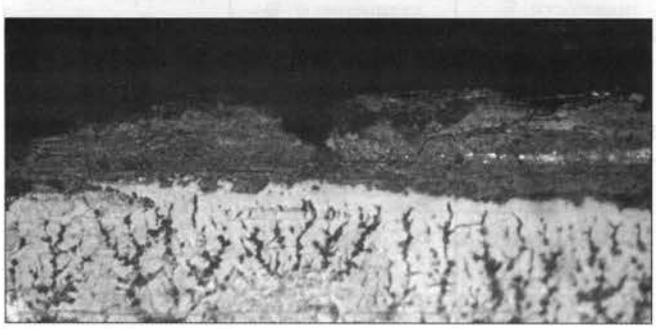


Рис. 7. Микроструктура (×500) поверхностного слоя подложки (стали 30ХГСН2А) с сеткой микротрещин при ЭИЛ бронзой ВБр5М

локальный уровень напряжений. Согласно табл. 6 алмазное выглаживание поверхности образцов перед нанесением покрытия не вызывает существенного увеличения значений малоцикловой усталости.

Исследования микроструктуры поверхностного слоя образцов с покрытием из ВБр5М выявило наличие сетки микротрещин в слое подложки, непосредственно контактирующем с покрытием (рис. 7). Сетка микротрещин является очагом зарождения макротрещин, приводящих к разрушению образцов при испытаниях на малоцикловую усталость.

Фрактографическим анализом изломов и металлографическими исследованиями выявлены более крупные фрагменты микроструктуры в зоне зарождения трещины на образцах с покрытием из бронзы ВБр5М и большее расстояние между усталостными бороздками по сравнению с образцами с покрытием из бронзы БрА10Ж3Мц2. В обоих случаях зона доразрушения носит вязкий характер с ямочным строением.

Выполненные исследования показали, что электроискровое легирование образцов стали 30ХГСН2А бронзами марок ВБр5М и БрА10Ж3Мц2 сопровождается снижением значений малоцикловой усталости указанной стали. Этот фактор необходимо учитывать конструкторам при разработке высоконагруженных деталей, работающих в условиях трения скольжения.

На образцах из стали 30ХГСН2А с покрытием из бронз ВБр5М и БрА10Ж3Мц2 исследован коэффициент трения при испытании образцов с покрытием в паре с диском из стали 30ХГСН2А. Полученные результаты представлены на рис. 8. Видно, что во всем диапазоне удельных нагрузок коэффициент трения

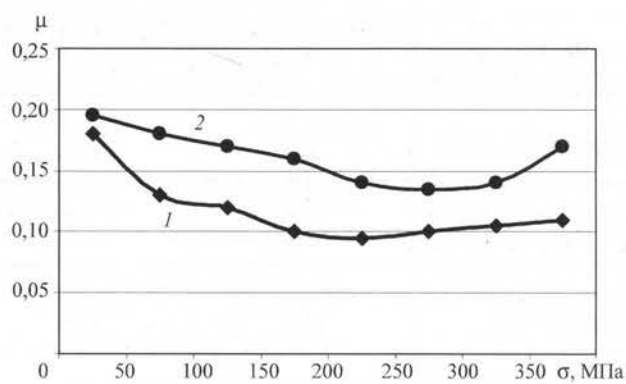


Рис. 8. Зависимость коэффициента трения образцов с покрытием из бронз марок ВБр5М (*1*) и БрА10Ж3Мц2 (*2*) в паре со сталью 30ХГСН2А

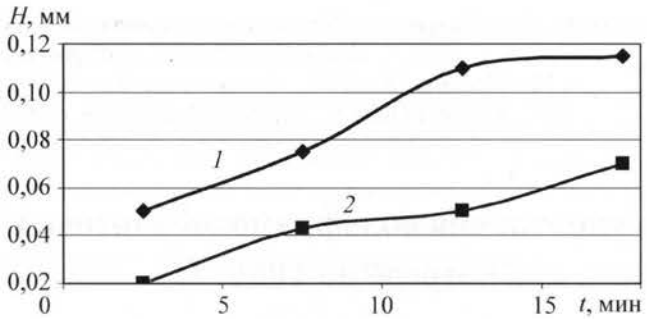


Рис. 9. Зависимость износа поверхности трения образцов *H* при испытании на валу от продолжительности испытаний *t*:
1 – покрытие отсутствует; *2* – покрытие из ВБр5М

образцов с покрытием БрА10Ж3Мц2 выше, чем у образцов с покрытием ВБр5М. При этом обе кривые имеют минимум значений коэффициента трения. Для образцов с покрытием ВБр5М минимальные значения коэффициента трения наблюдаются при удельной нагрузке 200...250 МПа. У образцов с покрытием из БрА10Ж3Мц2 наименьшие значения коэффициента трения $\mu = 0{,}13...14$ имеют место при удельной нагрузке 250...300 МПа.

Износ образцов при трении определяли по потере массы образца. Испытания проводили на универсальной испытательной машине КЕ–4. Эталонные валы диаметром 100 мм испытывали в паре с цилиндрическими образцами диаметром 11,3 мм. Микротвердость материалов образцов и валов составляла 65...68 HRC. Вал вращался с постоянной окружной скоростью 0,06 м/с, равной максимальной скорости скольжения сопряженных деталей. Испытуемый образец был неподвижен и прижат к валу с постоянной удельной нагрузкой.

Рис. 10. Втулка из стали 30ХГСН2А узла механизации крыла самолета МиГ-АТ, на торцевую и внутреннюю поверхности которой нанесено покрытие из бронзы БрА10Ж3Мц2

Установлено, что по мере увеличения времени испытаний от 1 до 15 мин происходит интенсивное, пропорциональное времени, увеличение износа поверхностных слоев металла (рис. 9). После 15 мин испытаний толщина деформированного слоя достигает 120...150 мкм.

Результаты испытаний свидетельствуют, что для получения стальных деталей с низким коэффициентом трения целесообразно использовать при электроискровом легировании бронзу марки ВБр5М. Принимая во внимание влияние марки бронзы на комплекс механических свойств образцов с покрытием для ЭИЛ деталей из стали 30ХГСН2А может быть рекомендована бронза марки БрА10Ж3Мц2.

На основе выполненных исследований разработана технология нанесения бронзового покрытия электроискровым методом на торцевую и внутреннюю поверхности втулок крепления узлов механизации крыла самолета МиГ-АТ. Для ЭИЛ использовали бронзу марки БрА10Ж3Мц2. Покрытие наносили на модернизированной установке ЭЛФА-512М в автоматическом варианте обработки. Была изготовлена партия втулок (рис. 10), которые успешно прошли испытания и эксплуатацию на летательном аппарате.

Выводы

1. Определены режимы процесса электроискрового нанесения покрытий из бронз ВБр5М и БрА10Ж3Мц2 на поверхность деталей из стали 30ХГСН2А на установке ЭЛФА-512М в автоматическом варианте обработки.

2. Показано, что для устранения выгорания фосфора при ЭИЛ деталей бронзой марки ВБр5М необходимо осуществлять процесс в аргоне.

3. Установлено, что покрытие, нанесенное электроискровым методом на основе бронзы, не влияет на прочностные и пластические свойства стали 30ХГСН2А. В то же время ЭИЛ бронзой приводит к снижению малоцикловой усталости образцов из стали 30ХГСН2А.

4. На основе результатов исследований коэффициента трения и износа образцов после ЭИЛ для изготовления деталей, работающих при высоких нагрузках в условиях трения скольжения, с учетом данных механических испытаний можно рекомендовать к применению бронзу марки БрА10Ж3Мц2.

5. Проведенные работы по модернизации установки ЭЛФА-512М позволили автоматизировать процесс электроискрового легирования стальных деталей цилиндрической формы в виде втулки, как по внутренней, так и по торцевой поверхности.

А.Д. Верхотуров, Л.А. Коневцов *(Институт материаловедения ХабНЦ ДВО РАН, Хабаровск),*
А.М. Шпилёв *(КнАГТУ, Комсомольск-на-Амуре),*
П.С. Гордиенко, Е.С. Панин *(Институт химии ДВО РАН, Владивосток)*

Исследование влияния электроискрового упрочнения вольфрамокобальтовых твердых сплавов на жаростойкость при нагреве до 1000 °С

Исследовано температурное окисление вольфрамокобальтовых твердых сплавов (ВТС) групп ВК, ТК, ТТ и их модельных материалов W, TiC, WC, Co. Показано изменение химического, фазового состава, макроструктуры поверхностного слоя ВТС при нагреве до 1000 °С без защитного слоя и после упрочнения методом электроискрового легирования. Установлено значительное увеличение жаростойкости ВТС при формировании защитного ЭИЛ-покрытия нитридоалюминооксидной керамикой, а также композиционной керамикой на основе диборида циркония, увеличивающей работоспособность ВТС на 20...40 %.

Ключевые слова: *состав, структура, поверхностный слой, электроискровое легирование (ЭИЛ), вольфрамсодержащий твердый сплав, электрод, жаростойкость, окисление.*

Temperature oxidation of wolfram-cobaltic hard alloys (WHA) of groups BK, TK, TT and their by materials components of model W, TiC, WC, Co is investigated. Change of chemical, phase structure, a macrostructure of superficial layer WHA is shown at heating up to 1000 °C without a protective layer and after strengthning by a method electrospark alloying surfaces. Substantial growth of heat resistance WHA is stated at formation of a protective ESA-coating nitride-aluminum-oxidic by ceramics, and also composite ceramics on a basis zirconium diboride, increasing serviceability WHA on 20...40 %.

Key words: *composition, structure, surface layer, electric-spark alloying (ESA), tungsten-bearing hard alloys, electrode, heat resistance, oxidation.*

Введение

В машиностроении, горном деле и других отраслях народного хозяйства наибольшее распространение в качестве режущих инструментов получили *вольфрамсодержащие твердые сплавы* (ВТС). Однако содержание (кларк) вольфрама в земной коре ограничено, его меньше (по А.П. Виноградову), чем таких стратегически важных элементов, как уран, почти в 2,5 раза или титан – в 3,5 тыс. раз. Цена вольфрама на мировых рынках непрерывно растет, растут и требования по повышению эксплуатационных свойств ВТС, обусловленные потребностями производства и ростом производительности труда.

Режущие свойства и работоспособность ВТС, как и других режущих материалов, в первую очередь оценивают твердостью, температурой плавления, модулем упругости, теплопроводностью [1–3]. Однако ВТС при больших тепловых нагрузках в зоне резания подвергается высокотемпературному окислению, что оказывает значительное влияние на износ. Для защиты поверхностей ВТС и повышения их работоспособности используют различные трудоемкие методы физического и химического осаждения покрытий [3]. В литературе встречаются отдельные сведения по влиянию нагрева ВТС до 900 °С и их окислению [1], но отсутствуют систематические исследования влияния покрытий перспективным методом *электроискрового легирования* (ЭИЛ) на изменение жаростойкости, представляющих значительный интерес и для повышения работоспособности сплавов [4].

Поэтому целью данной работы являлось исследование влияния ЭИЛ-покрытий на жаростойкость ВТС, изменение макро-, микроструктуры, химического и фазового состава.

Методика и материалы

Были использованы отечественные промышленные образцы ВТС трех групп: ВК (ВК3, ВК6, ВК8, ВК8ИМ), ТК (Т5К10, Т15К6, Т30К4) и ТТ (ТТ10К8). Интерес представляли модельные образцы чистого вольфрама W, карбидов TiC, WC и Co, а также износостойкая композиционная керамика ЦЛАБ на основе ZrB_2 системы ZrB_2–$ZrSi_2$–LaB_6 со связкой Ni–Cr–Al (30 % мол.), полученная в Институте проблем материаловедения НАН Украины.

Для ЭИЛ использовали установки ЭЛФА-541, Элитрон-22А. Для металлографического, рентгенофазового, электронно-зондового анализов, измерения микротвердости применяли: МИМ-10; EVO-50 XVP; D8 ADVANCE; WDS/EDS JXA -8100; ПМТ-3М; DUH-W201 Shimadzu. Исследования образцов по температурному окислению выполняли на дериватографах Q-1000 и STA 449C Jupiter при нагреве образцов от 20 до 1000 °С на воздухе со скоростью

20 °С/мин с последующим охлаждением в печи до температуры ≈500 °С и далее с открытой печью до комнатной температуры. По термической кривой, полученной на дериватографе, рассчитывали увеличение массы при окислении образца. Измерения удельного прироста массы q к суммарной площади поверхности образца до окисления S_0 выполняли через каждые 100 °С с пересчетом по формуле:

$$q = \Delta m / S_0, \text{ г/м}^2,$$

где Δm – изменение массы образца при окислении;

S_0 – площадь образца до окисления.

В некоторых случаях термоанализ выполнялся в атмосфере Ar. Были проведены модельные эксперименты по исследованию фазового состава твердого сплава ВК8, его основы WC и составляющих его элементов W и Co при нагреве до 1000 °С.

Обсуждение результатов

Было установлено, что окисление исследуемых материалов (оценивали по приросту массы q) до температуры 650 °С незначительно. В этом диапазоне наибольшие величины принятого показателя окисления q получены для Co – 12,9, W – 6,3 и WC – 0,7 г/м^2. С повышением температуры от 750 до 1000 °С распределение материалов по жаростойкости меняется: q для WC – наибольший, далее – ВТС и наименьший – для TiC. При этом q для WC превышает q вольфрама более чем в 4 раза (рис. 1, *а*), а для W прирост массы по сравнению с TiC больше в 10 раз, что можно объяснить различным значением констант равновесия при окислении W и WC, которые равны соответственно:

$$K_W = [O_2]^{3/2};$$

$$K_{WC} = [O_2]^{5/2}/[CO_2],$$

т. е. скорость окисления для W пропорциональна концентрации кислорода в степени 3/2, а при окислении WC – 5/2.

Это, по-видимому, является доминирующим фактором по сравнению с влиянием концентрации $[CO_2]$, что и получили в результате реакции окисления WC. Кроме того, сравнивая энтальпии образования TiC и WC, соответственно 45,657 и 3,968 ккал/(г·атом) при 2000 К [5, 6], ожидали и получили различные скорости окисления этих веществ (рис. 1, *а*). Выявлено, что жаростойкость ВТС возрастает с увеличением содержания в них карбида титана, причем увеличение жаростойкости наиболее заметно при содержании TiC > 10 %.

Это можно объяснить прочностью химической связи карбидов WC и TiC, которая определяется образованием W и Ti с атомами углерода sp^3-конфигураций [7]. Для W характерен высокий *статистический вес атомов с устойчивой конфигурацией* (СВАСК) d^5, следовательно, атомы W обладают слабыми донорными свойствами и практически не могут стабилизировать sp^3-конфигурации атомов С, поэтому с повышением температуры WC имеет значения q, соответствующие низкой жаростойкости, тогда как увеличение доли локализованных электронов W обеспечивает карбиду WC повышенную пластичность и больший модуль упругости, чем у TiC.

По сравнению с WC окисление TiC при нагревании затруднено образованием стабильных sp^3-конфигураций атомов углерода, так как для TiC характерен больший СВАСК sp^3, что обусловливает жесткую ковалентную связь, на разрушение которой требуется больше тепла. Этим же обусловлены бóльшая энергия связи TiC, чем для WC, снижение пластичности, модуля упругости, повышение хрупкости. Следствием является также уменьшение доли связанных с O_2 электронов в константах равновесия при температурном окислении. Следовательно, полученные данные согласуются с конфигурационной моделью электронной структуры вещества [8].

Образцы ВТС с низкой жаростойкостью и образцы из WC при температурном окислении значительно изменяют форму и размеры (рис. 1, *б*). При этом у WC наблюдается наибольшая высота образуемого нароста окалины, а у ВТС – меньший нарост окалины, который снижается с повышением содержания в ВТС карбида титана особенно при содержании TiC > 10 %. Формирование нароста окалины идет в направлении, перпендикулярном к каждой внешней поверхности

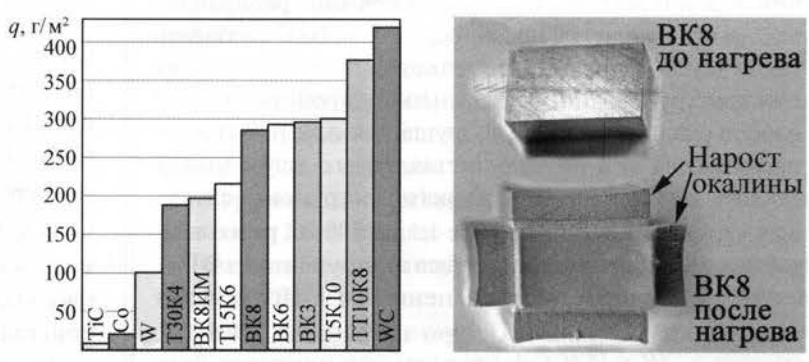


Рис. 1. Удельный прирост массы образцов q при нагревании до 1000 °С (*а*) и макроструктура (×14) образца ВК8 до и после окисления (*б*)

образца. Полученный ряд по возрастанию жаростойкости исследуемых образцов

$$WC \rightarrow TT10K8 \rightarrow T5K10 \rightarrow BK3 \rightarrow BK6 \rightarrow BK8 \rightarrow$$
$$\rightarrow T15K6 \rightarrow BK8ИМ \rightarrow T30K4 \rightarrow W \rightarrow Co \rightarrow TiC$$

не во всех случаях совпадает с рядом в направлении увеличения высоты нароста окалины

$$BK3 \rightarrow BK6 \rightarrow BK8 \rightarrow WC \rightarrow T5K10 \rightarrow TT10K8 \rightarrow$$
$$\rightarrow BK8ИМ \rightarrow T15K6 \rightarrow T30K4 \rightarrow W \rightarrow Co \rightarrow TiC.$$

Это может быть связано с зависимостью показателя жаростойкости q от средней высоты нароста окалины и его средней плотности:

$$q = \Delta m / S_0 = \rho_{ср} \Delta H_{ср},$$

где $\rho_{ср}$ – средняя плотность нароста окалины;

$\Delta H_{ср}$ – изменение средней высоты нароста при температурном окислении.

Установлено, что элементный состав нароста окалины ВТС определяется в основном содержанием W, O, Co, которые формируют: 1) верхний слой с большим содержанием $CoWO_4$ и меньшим содержанием WO_3; 2) нижний слой из WO_3 с малым содержанием $CoWO_4$; 3) средний слой с примерно одинаковым содержанием $CoWO_4$ и WO_3.

Состав окалины ВТС группы ТК более разнообразен и включает в себя WO_3 с моноклинной и кубической кристаллическими решетками, а также $CoWO_4$ с моноклинной и TiO_2 с тетрагональной кристаллическими решетками. Микротвердость окалины для таких ВТС, как ВК6, ВК8, Т15К6, ТТ10К8, составляет в нижних слоях 0,2...0,4 ГПа и в верхних слоях – 0,58...0,87 ГПа. Под наростом окалины она у ВК8 выше на 0,4 ГПа, а у ВК6, Т15К6, ТТ10К8 ниже на 1,5...2 ГПа (при твердости ВТС 16,1...17,9 ГПа). В процессе образования нароста окалины WC и ВТС возникают усилия, достаточные для деформаций стенок платинового тигля, с которыми он, "расправляясь", контактирует. Способность WC и ВТС создавать такие усилия при нагреве может быть использована при конструировании специальных устройств. Однако нарост окалины хрупок, разрушается при небольших нагрузках, а при резании металлов его легко может удалить с поверхности режущего инструмента сходящая стружка, т.е. при нагреве выше 730 °С резко возрастает роль химического износа инструмента из ВТС.

На рис. 2 показано изменение фазового состава поверхности сплава ВК8 при нагреве до 1000 °С. Видно, что при нагреве до 400 °С изменений фазового состава на поверхности не наблюдается. При нагреве до 620 °С и выдержке в печи 1 ч в поверхностном слое появляются оксидные фазы WO_3 и $CoWO_4$ при наличии основообразующей фазы ВТС – WC. При температуре от 670 °С и выдержке в печи 2 ч в поверхностном слое основная фаза WC отсутствует, но при меньшей выдержке (0,75 ч) основная фаза еще существует. При нагреве до 730 °С в поверхностном слое присутствуют только оксиды $CoWO_4$ и WO_3, т.е. происходит образование шпинели и нароста окалины. При этом как оксиды $CoWO_4$, так и WO_3 имеют моноклинную кристаллическую решетку при нагреве от 900 до 1000 °С. При нагреве до 620 °С оксиды WO_3 имеют триклинную кристаллическую решетку, при нагреве до 670 °С – моноклинную, от 730 до 900 °С – вновь триклинную.

Образование аналогичных оксидов было выявлено при нагревании составляющих ВК8: карбида WC, элементов W и Co. Так, при нагреве вольфрама до 600 °С на поверхности наблюдается W с кубической кристаллической решеткой. Оксид WO_3 формируется на поверхности несколько раньше, чем у ВК8, он наблюдается при нагреве до 600 °С и имеет триклинную кристаллическую решетку. В диапазоне температур от 700 до 1000 °С на поверхности W наблюдается только формирование WO_3 с моноклинной кристаллической решеткой, аналогичной с решеткой при нагреве ВК8.

При нагреве карбида вольфрама до 400 °С фазовые превращения в поверхностном слое отсутствуют, наблюдается только WC с гексагональной кристаллической решеткой. При нагреве до 600 °С наблюдаются две фазы: WC с гексагональной и WO_3 с моноклинной кристаллическими решетками. При дальнейшем нагреве WC до 1000 °С наблюдается только оксид WO_3 с моноклинной кристаллической решеткой.

В поверхностном слое Co фазовых превращений не происходит при нагреве до 250 °С и наблюдается только Co с гексагональной кристаллической решеткой. Начиная с температуры 350 °С, в поверхностном слое кроме Co происходит образование оксидных фаз CoO и Co_3O_4 с кубическими кристаллическими решетками. При нагреве до 670 °С в поверхностном слое Co уже отсутствует, образуются только оксиды CoO и Co_3O_4 с кубическими решетками. Но начиная с температуры 900 °С, в поверхностном слое кроме фаз CoO и Co_3O_4 присутствуют α-Co с гексагональной кристаллической решеткой. При нагреве до 1000 °С наблюдаются только фазы Co_3O_4 и Co с кубическими кристаллическими решетками.

Из сказанного выше можно сделать вывод о необходимости образования защитного покрытия на поверхности металлокерамических режущих материалов из ВТС, т.е. слоя из жаростойких материалов и их

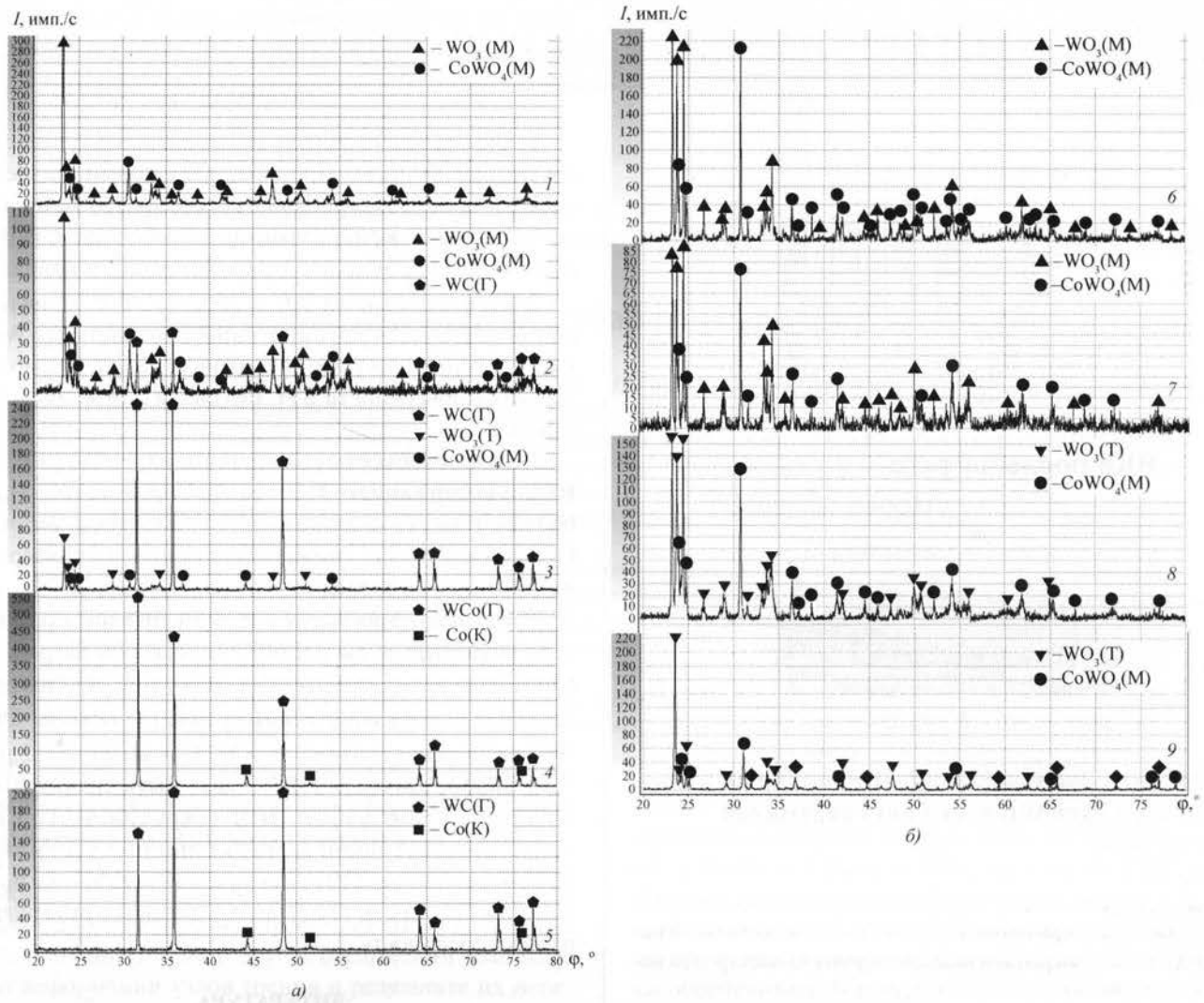


Рис. 2. Фазовые превращения ВК8 при нагреве в интервалах 25...670 °С (*а*) и 730...1000 °С (*б*):
I – интенсивность импульсов; φ – угол поворота образца (для проведения измерений); М, Г, Т, К – моноклинная, гексагональная, триклинная и кубическая кристаллические решетки соответственно; *1* – 670 °С, 2 ч; *2* – 670 °С, 0,75 ч; *3* – 620 °С; *4* – 400 °С; *5* – 25 °С; *6* – 1000 °С, 35 ч; *7* – 900 °С, 11,5 ч; *8* – 800 °С, 2 ч; *9* – 730 °С, 2 ч

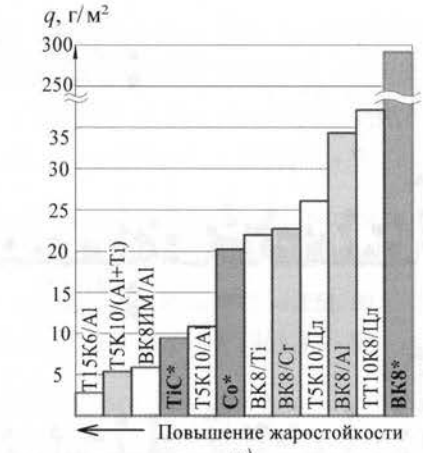
соединений, который должен повысить высокотемпературное сопротивление окислению.

Выполненные исследования жаростойкости образцов ВТС с защитными покрытиями поверхностей, нанесенными методом ЭИЛ после окисления на воздухе при нагреве со скоростью 20 °С/мин от 25 до 1000 °С, показали, что во всех случаях жаростойкость образцов выше, чем без покрытий (рис. 3, *а*). При использовании в качестве анода Al и Ti значения жаростойкости образцов с ЭИЛ-покрытиями даже превосходят жаростойкость TiC, Co, Ti.

Показатель жаростойкости q составляет для образцов с покрытиями Al/T15K6 – 2,9 г/м^2, (Al+Ti)/T5K10 – 5,5 г/м^2 и Al/ВК8ИМ – 6,1 г/м^2 (в то время как у TiC – 8,99 г/м^2). Испытания жаростойкости при легировании в два слоя (Al+Ti) показали результаты лучше, чем при ЭИЛ с Al-электродом (марки А5М для образца T5K10).

У образца Al/ВК8, покрытого защитным слоем только с одной (нижней) стороны (рис. 3, *б*), образование нароста окалины практически не наблюдается, в то время как на незащищенных сторонах ВК8 его величина достигает 1,6 мм.

Фазовый состав полученного слоя покрытия после ЭИЛ Al/ВК8 показал, что он сформирован в виде сложной композиционной нитридоалюминооксидной керамики при наличии фаз WN и WC с гексагональными кристаллическими решетками, γ-Al_2O_3 с кубической решеткой, χ-Al_2O_3 с гексагональной кристаллической решеткой. При этом фазовый



а)

б)

Рис. 3. Удельный прирост массы модельных материалов *q* TiC*, Co*, BK8* (без покрытия) и ВТС с ЭИЛ-покрытиями (*а*); образец BK8 (×14) с покрытием нижней стороны Al-электродом после окисления (*б*)

состав покрытия меняется при повышении температуры. При нагреве до 350 °С и выдержке в течение 2 ч в поверхностном слое ЭИЛ-покрытия появляется фаза δ-Al_2O_3 с тетрагональной кристаллической решеткой, при 600 °С – фазы Al_2O_4 и $Al_{12}W$ с кубическими кристаллическими решетками и $AlWO_3$ с орторомбической призматической решеткой. При нагреве выше 700 и до 1000 °С в поверхностном слое наблюдаются фазы WC и WN с гексагональными кристаллическими решетками и фаза γ-Al_2O_3 с кубической решеткой.

Образцы ВТС с ЭИЛ-покрытием ЦЛАБ, износостойкой композиционной керамикой на основе ZrB_2 системы ZrB_2–$ZrSi_2$–LaB_6 со связкой Ni–Cr–Al (30 % мол.) (рис. 2, *а*), показали повышение жаростойкости более чем в 3,5 раза для ВК6 и почти на порядок для ТТ10К8 (в 9,5 раз) и Т5К10 (в 14 раз). При этом стойкость режущего инструмента из быстросменных пластин ВТС при чистовом точении прутков из стали 45 длиной L = 450 мм и диаметром 45 мм была увеличена на 20...40 % по параметрам износа задней грани и размерному износу.

Выводы

1. Окисление карбидов обусловлено особенностями их электронного строения, значениями статистического веса атомов карбидообразующего металла в устойчивые d^5-конфигурации: чем больше СВАСК d^5-металла, тем меньше жаростойкость его карбида.

2. При нагревании WC и ВТС до 1000 °С интенсивно образуется хрупкий нарост окалины из WO_3, $CoWO_4$ перпендикулярно к граням. Его легко может удалить с поверхности ВТС сходящая стружка при резании стали.

3. Жаростойкость снижается в ряду: TiC, Co, W, ВТС с содержанием TiC >10 %, WC–Co, WC. Наибольший нарост окалины – у WC и сплавов WC–Co. Окисляемость ВТС может быть одним из критериев их работоспособности.

4. Исследования жаростойкости ВК8 показали начало образования оксидной шпинели при нагреве до 620 °С и ее окончательное формирование при нагреве до 1000 °С при отсутствии в поверхностном слое WC-фазы после нагрева до 670 °С и выдержке 2 ч.

5. Жаростойкость ВТС может быть значительно повышена применением ЭИЛ-покрытий Al, Ti, Cr, а также износостойкой композиционной керамикой ЦЛАБ на основе ZrB_2 системы ZrB_2–$ZrSi_2$–LaB_6 со связкой Ni–Cr–Al (30 % мол.), которые повышают работоспособность.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Киффер З., Бенезовский Ф.** Твердые сплавы / пер. с нем. Е.И. Ечеистовой и Г.С. Чуриковера. М.: Металлургия, 1971. 392 с.

2. **Matthews A., Leyland A.** Developments in Vapour Deposited Ceramic Coatings for Tribological Applications // Key Eng. Mat. 2002. Vol. 206–213. P. 459–466.

3. **Разработка** и создание слоистых материалов инструментального назначения с заданным градиентом свойств / В.С. Фадеев, А.Д. Верхотуров, Н.М. Паладин и др. // Перспективные материалы. 2004. № 5. С. 45–52.

4. **Электроискровое** легирование металлических поверхностей / А.Е. Гитлевич, В.В. Михайлов, Н.Я. Парканский и др. Кишинев: Штиинца, 1985. 196 с.

5. **Елютин В.П., Павлов Ю.А.** Высокотемпературные материалы. Ч. 1. М.: Металлургия, 1972. 264 с.

6. **Самсонов Г.В., Винницкий И.М.** Тугоплавкие соединения: справ.; 2-е изд. М.: Металлургия, 1976. 558 с.

7. **Электроискровое** легирование металлических поверхностей / Г.В. Самсонов, А.Д. Верхотуров, Г.А. Бовкун и др. Киев: Наук. думка, 1976. 219 с.

8. **Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф.** Электронная локализация в твердом теле. М.: Наука, 1976. 340 с.

Ю.Н. Тюрин, С.И. Головенко, И.М. Дуда *(Институт электросварки НАН Украины, Киев, Украина),*
Н.И. Гарькавый *(АООТ "ПЕРВОМАЙСКДИЗЕЛЬМАШ", Первомайск, Украина)*

Упрочнение шеек крупногабаритных коленчатых валов*

В ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ совместно с АООТ "ПЕРВОМАЙСКДИЗЕЛЬМАШ" разработана технология и изготовлено оборудование для электролитно-плазменной термической обработки шеек коленчатых валов дизельных машин. Разработанная технология обеспечивает на поверхности изделия упрочненный слой толщиной от 1 до 10 мм и твердостью 55...60 HRC. Формирование специального рельефа на поверхности обеспечивает условия гидродинамической смазки шеек коленчатого вала.

Ключевые слова: *упрочнение, тяжелые коленчатые валы, плазменная технология, энергосбережение.*

In Paton EWI NASU together with joint-stock company "PERVOMAYSKDIZELMASH" it was designed and produced the electrolytic-plasma technology and equipment for strengthening of the crankshaft of diesel engines. The electrolyte-plasma technology provides a layer of thickness from 1 up to 10 mm and hardness 55...60 HRC on a surface of the crankshaft. The technology forms a specialized relief which provides the conditions of hydrodynamic lubrication for the crankshaft.

Key words: *strengthening, heavy crankshafts, plasma technology, energy-saving.*

На неустановившихся режимах работы дизельного двигателя неизбежны нарушения гидродинамических и граничных условий смазывания в узлах трения и, как следствие, их повышенное изнашивание и возможность появления задиров. Наибольшая вероятность задиров между поршнем и цилиндром, шейкой вала и подшипником и других соединений возникает при деформации узлов трения в результате их перегрузок в циклах переходных процессов, например при запуске и остановке двигателя [1].

При установившемся режиме подшипники скольжения работают с гидродинамической смазкой. С целью повысить износостойкость шейку вала подвергают термической и химико-термической обработке. Недостатком таких методов обработки является большая энергоемкость. Кроме того, они не решают проблемы смазывания поверхностей трения при низких скоростях, например в момент запуска двигателя.

В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАНУ и АООТ "ПЕРВОМАЙСКДИЗЕЛЬМАШ" разработали электролитно-плазменную технологию упрочнения шеек коленчатых валов для дизельных машин. По этой технологии на рабочей поверхности шейки вала создают твердые участки шириной 25 мм, которые периодически чередуются с мягкими участками поверхности (рис. 1).

Твердые участки поверхности имеют микрокристаллическую структуру с плавным переходом к структуре основного металла (рис. 2). Твердость упрочненного участка поверхности – 55...60 HRC, толщина упрочненного слоя 5 мм.

Твердые участки имеют более низкую обрабатываемость, чем мягкие, что после абразивной обработки обеспечивает формирование специального рельефа (см. рис. 1). Рельеф состоит из твердых, износостойких выступов и впадин (до Rz = 15 мкм) при ширине B = 20...25 мм.

При работе двигателя зазор подшипника коленчатого вала заполняется смазкой. Впадины на поверхности шейки вала содержат микрообъемы с маслом. При движении поверхностей на боковых стенках впадин образуются гидродинамические клинья, грузоподъемность которых зависит в основном от вязкости смазочной жидкости, скорости скольжения и угла подъема гидродинамического клина. Изотермическое движение вязкой несжимаемой смазки между впадинами подвижного рельефа и плоской поверхностью

Рис. 1. Макрошлиф (×2) сечения вала после электролитно-плазменной обработки (ширина упрочненного участка 25 мм)

* В статье использованы материалы исследований, которые были частично профинансированы УНТЦ по проекту Р-214.

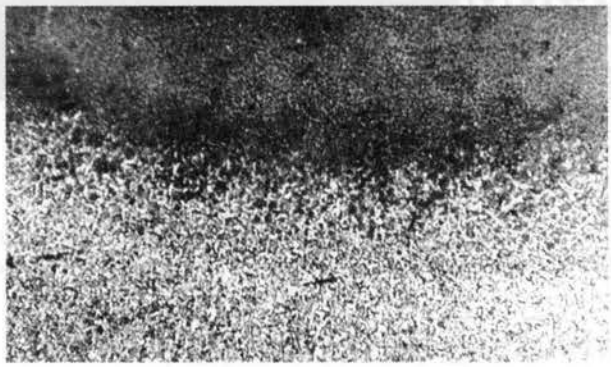


Рис. 2. Микрошлиф (×20) упрочненного участка вала

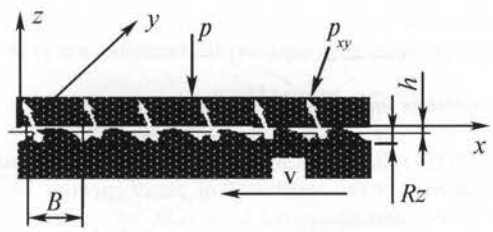


Рис. 3. Схема для расчета толщины смазочного слоя на поверхности коленчатого вала, на котором выполнен специальный рельеф

неподвижного вкладыша (рис. 3) рассматривали в виде системы нелинейных дифференциальных уравнений в частных производных второго порядка [2]. Решали эти уравнения методом последовательного приближения. После ряда допущений была выведена зависимость между геометрическими характеристиками рельефа поверхности шейки вала, параметрами нагрузки, скорости скольжения, вязкости смазки и толщины смазочного слоя.

Толщина смазочного слоя в любой точке поверхности рельефа на поверхности шейки вала (см. рис. 3) описывается уравнением:

$$h = h_0 + \frac{Rz}{2}\left(1 - \cos\frac{\pi}{B}x\right),$$

где h_0 – минимальная толщина смазочного слоя на вершине рельефа, м;

Rz – высота рельефа, м;

B – ширина рельефа по направлению движения, м;

x – переменная координата по направлению перемещения поверхности шейки вала.

Минимальная толщина смазочного слоя на вершине рельефа

$$h_0 = B\sqrt{\frac{vm}{Lp}}\rho^*,$$

где ρ^* – безразмерный параметр нагрузки;

v – скорость скольжения поверхности, м/с;

m – динамический коэффициент вязкости масла, Н/м^2, при температуре 40 °С;

L – длина вершин рельефа по поверхности шейки вала, м;

p – среднее давление в слое смазки, Па.

Безразмерный параметр нагрузки рассчитывается с учетом относительной ширины впадины рельефа.

Расчеты по формуле показывают, что толщина смазочного слоя над вершиной рельефа может составлять от 10 до 20 мкм и зависит в основном от параметров рельефа.

Специальный рельеф обеспечивает жидкостный режим трения даже при небольших скоростях вращения вала. В данном случае масло захватывается впадинами рельефа и перемещается в нагруженную зону подшипника, что исключает режимы трения без смазки, снижает потери на трение, температуру поверхности и износ.

Формирование специального рельефа обеспечивается нагревом до температуры закалки участков поверхности шейки вала. Нагрев осуществляют электрическими разрядами в плазменном слое, который образуется между поверхностью изделия и жидким электродом (электролитом) [3, 4]. В качестве электролита используют водный раствор на основе соли щелочного металла. Охлаждение нагретой поверхности осуществляется тем же электролитом.

Устройство для нагрева содержит корпус из диэлектрического материала и металлический анод с характерными размерами D_a (рис. 4). В аноде выполнены отверстия, через которые протекает электролит к катоду (нагреваемой поверхности). Энергия в основном расходуется на нагрев катода $Q_к$ (поверхности изделия) и нагрев электролита $Q_р$. Потери энергии Q_d малы, что обусловлено небольшой толщиной слоя h = 2...3 мм в сравнении с активной площадью нагрева, ограниченной диаметром выходного сопла нагре-

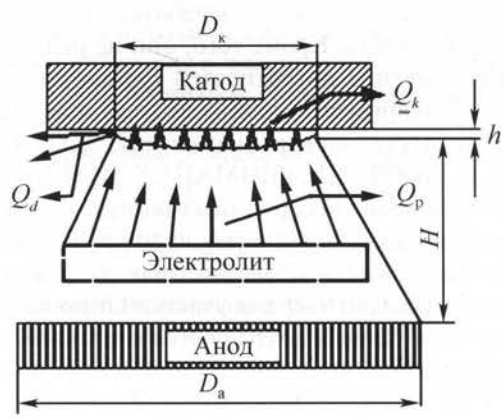


Рис. 4. Схема нагревателя для упрочнения участков поверхности вала

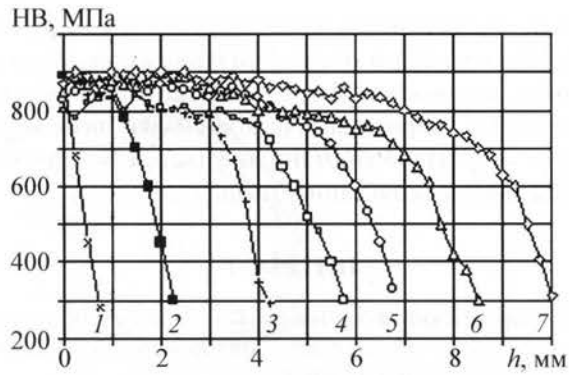


Рис. 5. Зависимость твердости HB от толщины *h* упрочненного слоя на изделии из стали с 0,5 % С при изменении времени нагрева τ и напряжения электрического потенциала U_1 и U_2: *1* – τ = 5 с, U_1 = 320 В; *2* – τ = 15 с, U_1 = 320 В; *3* – τ = 30 с, U_1 = 320 В, U_2 = 200 В; *4* – τ = 40 с, U_1 = 320 В, U_2 = 200 В; *5* – τ = 50 с, U_1 = 320 В, U_2 = 200 В; *6* – τ = 60 с, U_1 = 320 В, U_2 = 200 В; *7* – τ = 70 с, U_1 = 320 В, U_2 = 200 В

вателя $D_к$ (периметр S = 300 мм). Изменение геометрических соотношений нагревателя $D_a/D_к$, h/H и электрических режимов обеспечивает управление скоростью нагрева и охлаждения поверхности изделия в диапазоне 20...500 °С/с при удельной мощности нагрева поверхности $1\cdot(10^3...10^4)$ Вт/см^2 [4].

Электролитно-плазменная технология обеспечивает толщину упрочненного слоя от 1 до 10 мм на поверхности изделия из стали с 0,5 % С (рис. 5).

При изменении времени нагрева в процессе электролитно-плазменной обработки изменяется толщина упрочненного слоя, например при 40 с обработки слой поверхности упрочняется на глубину до 10 мм, при 7 с – до 1 мм. Максимальная твердость упрочненного слоя (900 МПа) не зависит от его толщины и плавно понижается от максимального значения до твердости основы и, как правило, не зависит от времени нагрева [3].

Для электролитно-плазменного упрочнения шеек коленчатого вала была изготовлена установка на основе токарного станка *1* (рис. 6). Коленчатый вал *2* закрепляется и периодически проворачивается на величину, соответствующую расстоянию между упрочненными участками.

Обработка осуществляется специальным навесным нагревателем *3*, который устанавливается на шейки коленчатого вала. Установка комплектуется баком для электролита *4*, насосом *5*, источником питания *6*, системой контроля температуры *7*.

Электролит подается к нагревателю, который размещен внутри корпуса из диэлектрического материала. В нагреватель встроен датчик, который улавливает излучение нагреваемой поверхности и подает управ-

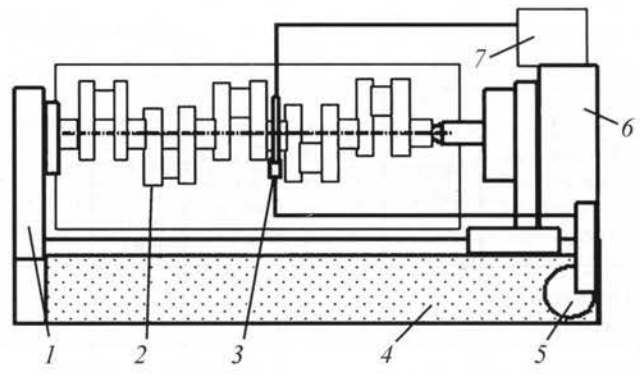


Рис. 6. Схема устройства для упрочнения шатунных и коренных шеек коленчатых валов

ляющий сигнал на электрическую систему регулирования мощности нагревателя.

Процесс протекает в следующем порядке. По команде с пульта управления подается напряжение, которое обеспечивает нагрев участка поверхности выше температуры фазовых превращений. Затем напряжение отключается, поверхность охлаждается электролитом. После охлаждения реализуется режим отпуска, т.е. циклический нагрев участков поверхности до температуры 150...200 °С и охлаждение. В процессе периодического повторения цикла нагрев–охлаждение–поворот на поверхности шейки вала формируется система твердых участков. Нагрев в течение 25...35 с и охлаждение электролитом создает на поверхности шейки вала твердые прямоугольные участки 20×50 мм с глубиной закаленного слоя до 5 мм и твердостью до 60 HRC (см. рис. 1, 2). В качестве электролита использовали водный раствор на основе кальцинированной соды с массовой долей Na_2CO_3 – 15 %.

Анализ проведенной работы показал, что предложенная технология является экологически чистой и энергосберегающей. По принятой ранее на производстве технологии крупногабаритный коленчатый вал (массой 1500...2000 кг) проходил процесс азотирования в камерной электропечи типа СНА 13.45.16/6м (загрузка печи – 3 вала, время азотирования – 72 ч).

Сравнительный анализ эффективности упрочнения при электролитно-плазменной технологии и азотировании в шахтной печи приведен в таблице.

Выводы. Анализ результатов промышленного использования электролитно-плазменной технологии при упрочнении крупногабаритных коленчатых валов показал, что технология является энергосберегающей и экологически чистой (70...80 % электрической энергии расходуется непосредственно на нагрев участков поверхности без нагрева всего изделия). Форма упрочненного участка поверхности шейки вала определяется конфигурацией выходного сопла

Таблица

Сравнительный анализ эффективности упрочнения

Технология упрочнения вала	Марка стали	Потребление электроэнергии*, кВт·ч	Время обработки, ч	Упрочненный слой	
				Твердость, HRC	Толщина, мм
Электролитно-плазменная	40	30	5	60	5,0
В камерной электропечи типа СНА 13.45.16/6м	34ХН1М	6075	72	60	0,5

*Приведены данные на один вал.

нагревателя, а толщина упрочненного слоя – временем обработки. Закаленные участки поверхности обладают сжимающими напряжениями в поверхностном слое изделия и после абразивной обработки образуют специальный рельеф, который создает условия для гидродинамической смазки шеек коленчатого вала. Необработанные участки поверхности обеспечивают релаксацию напряжений.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Сыроватский В.А., Теклин В.Г.** Пособие по ремонту и эксплуатации дизелей железнодорожно-строительных машин. М.: Машиностроение, 2002. 224 с.

2. **Тюрин Ю.Н.** Теоретические и экспериментальные исследования, разработка и внедрение узлов валов с гидродинамической смазкой: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Ростов-н/Д., 1977. 21 с.

3. **А.с. СССР № 1312974** // МКИ[4] С 21 D 1/78. Способ термической обработки изделий. Приор. от 11.04.84.

4. **Tyurin Y.N., Pogrebnjak A.D.** Electric heating using a liquid electrode // Surface and Coatings Technology. 2001. Vol. 142–144. P. 293–299.

Р.Н. Сайфуллин *(Башкирский государственный аграрный университет, Уфа)*

Способ электроконтактной приварки ферромагнитных порошков

Предложен метод электроконтактной приварки ферромагнитных порошков для восстановления изношенных деталей машин и получения покрытий. Метод основан на втягивании ферромагнитного порошка в зону сварки во время импульса тока и дополнительном втягивании воздушным потоком, который также препятствует контакту порошка с охлаждающей жидкостью.

Ключевые слова: *электроконтактная приварка, ферромагнитные порошки, восстановление изношенных поверхностей, нанесение покрытий.*

The method of electro-contact welding of ferro-magnetic powders for restoring worn out machine components and for getting coatings is proposed. The method is based on drawing in of the ferro-magnetic powder into the welding area during the current impulse and extra subsuction by air flow which also prevents the powder's contact with the cooling fluid.

Key words: *electro-contact welding, ferromagnetic poweds, restoring of worn-out surfaces, coating.*

Электроконтактная приварка (ЭКП) металлических порошков используется при восстановлении изношенных деталей машин, а также для получения порошковых покрытий. В качестве металлических порошков применяют как однородные порошки (одной марки), так и порошковые композиции. Чаще всего выбор порошка для восстановления изношенной детали определяется степенью необходимой износостойкости покрытия. Поэтому основными для ЭКП являются порошки типа ПЖ, Сормайт, ФБХ, ПГ-С, ПГ-СР, ПР-НХСР, ПР-ХГСР. Данные порошки являются ферромагнитными, т.е. намагничиваются в магнитном поле, что было использовано при разработке предлагаемого способа ЭКП ферромагнитных порошков.

Если проанализировать все способы ЭКП порошка, то они в основном направлены на уменьшение потерь на осыпание и стабилизацию толщины получаемого покрытия. При более детальном подходе можно заметить, что количество подаваемого порошка может регулировать сам процесс ЭКП, так как при импульсе тока возникают сильные магнитные поля (бóльшие, чем при специальной концентрации с помощью дополнительно введенных магнитов [1]) с концентрацией в зоне сварки. То есть если предоставить магнитному полю втягивать в зону сварки то количество ферромагнитного порошка, которое оно может притянуть, то остается только подобрать положение сопла относительно роликового электрода и детали, при котором порошок четко попадает в зону

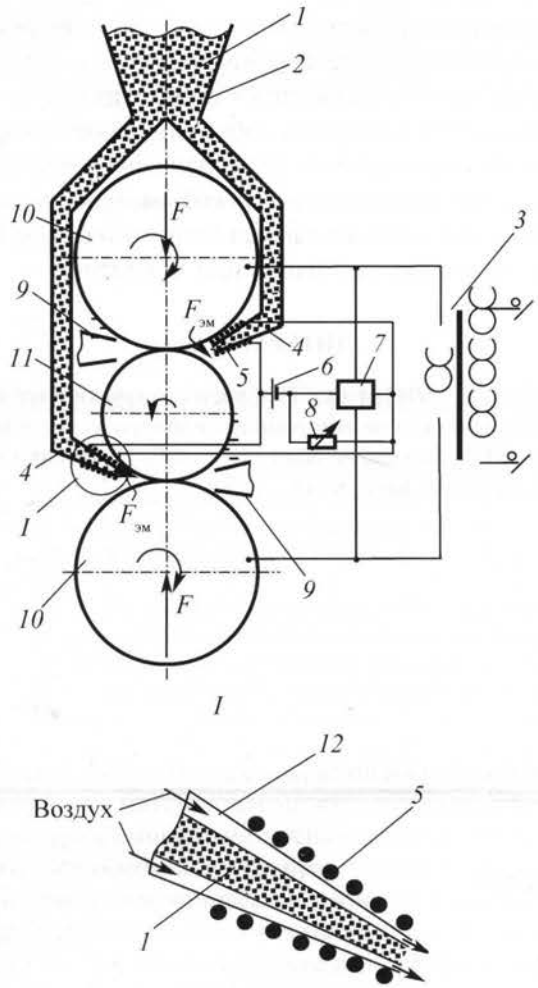


Схема электроконтактной приварки ферромагнитных порошков: *1* – ферромагнитный порошок; *2* – бункер-дозатор; *3* – сварочный трансформатор; *4* – выходной канал; *5* – обмотка; *6* – источник тока; *7* – реле; *8* – переменный резистор; *9* – сопло; *10* – роликовые электроды; *11* – деталь; *12* – трубка; *F* – сила давления ролика на деталь

сварки. Кроме этого, необходимо предотвратить высыпание порошка при паузе между импульсами, для чего предлагается следующая схема электроконтактной приварки ферромагнитных порошков (рис. 1).

На сегодняшний день в основном сохранились выпускавшиеся серийно электроконтактные установки, спроектированные ВНПО "Ремдеталь" типа 011-1-02, 011-1-02Н, 01-11.022М и другие и предназначенные для восстановления изношенных цилиндрических поверхностей. Установки работают по двухроликовой схеме, когда деталь зажимается между двумя роликовыми электродами, через которые пропускают сварочный ток, приваривающий присадочный материал к поверхности детали. Схема на рисунке в упрощенном виде воспроизводит работу данных установок. Механизм вращения приводит во вращение деталь *11*. Роликовые электроды *10* посредством механизма нагружения прижимаются к детали *11* и за счет трения вращаются в направлении, указанном стрелками. Кроме того, роликовые электроды *10* имеют возможность перемещения вдоль детали *11*. Электрическая цепь – роликовый электрод–деталь–роликовый электрод.

Ферромагнитный порошок *1* поступает из бункера *2* к концам выходных каналов *4* и запирается "магнитным замком", образованным обмоткой *5* (порошки в магнитном поле притягиваются друг к другу, запирая сопло). При отсутствии тока в цепи сварочного трансформатора *3* (в период паузы между сварочными импульсами) ферромагнитный порошок *1* не поступает в зону приварки. При прохождении импульса сварочного тока реле *7*, подключенное параллельно вторичной обмотке сварочного трансформатора, размыкает цепь обмотки *5* и ферромагнитный порошок притягивается в зону сварки магнитным потоком $F_{эм}$, образованным проходящим в роликовом электроде *10* и детали *11* сварочным током и имеющим максимум напряженности в зоне контакта роликовый электрод–деталь.

Кроме того, между внешней поверхностью выходного канала *4* и трубкой *12* под давлением подают воздух, который выполняет две функции: притягивает порошок из выходного канала и защищает порошок от смачивания охлаждающей водой, поступающей из сопла *9*. При попадании воды для охлаждения на порошок у отверстия выходного канала *6* происходит забивание канала. При попадании порошка в зону контакта роликовый электрод–деталь он приваривается накатывающимся роликовым электродом. При отсутствии сварочного тока (период паузы) реле *7* замыкает цепь обмотки *5* и порошок не поступает в зону сварки. Для регулирования количества подаваемого во время импульса сварочного тока ферромагнитного порошка применяют переменный резистор *8*, подключенный параллельно реле *7*, который регулирует степень магнитного запирания порошка в выходных каналах *4*. Устройство может быть закреплено на установках для электроконтактной приварки с вертикальным расположением роликовых электродов.

При относительно большом расстоянии между соплом выходного канала и зоной приварки ферромагнитного порошка частицы порошка могут не успеть долететь до зоны приварки за время импульса тока (из-за незначительного времени импульса тока – 0,06...0,5 с), поэтому сопло выходного канала должно быть максимально приближено к точке контакта роликового электрода и детали, а также экспериментально необходимо найти положение сопла выходного канала, которое обеспечит притягивание

ферромагнитного порошка четко в зону контакта роликового электрода и детали.

Как видно из схемы, к преимуществам данного способа можно отнести практическое отсутствие потерь порошка от осыпания, возможность охлаждения зоны приварки для проведения одновременной закалки покрытия, регулировку количества подаваемого порошка.

Недостатками способа являются незначительные толщины получаемого порошкового покрытия (до 0,3 мм) из-за ограничения количества притягиваемого порошка, определяемого магнитным потоком $F_{эм}$, зависимость $F_{эм}$ от сварочного тока, размеров детали, частиц порошка и роликового электрода, возможность ЭКП только ферромагнитных порошков.

Несмотря на указанные недостатки, данный способ имеет одно из главных преимуществ перед ЭКП стальной ленты и проволоки – отсутствие подготовки присадочного материала (обезжиривания, мерной резки, предварительного закрепления на поверхности детали), что делает данный способ высокопроизводительным при установившемся технологическом процессе, например, при нанесении покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. **А.с. № 1696214 СССР.** Способ наплавки ферромагнитных порошков на внутренние цилиндрические поверхности / И.А. Бабаев, А. Хаппалаев, А.В. Поляченко и др. Опубл. 07.12.91. Бюл. № 45.

Справочные сведения

Азотирование (*nitriding* – англ. яз.).

Химико-термическая обработка, при проведении которой происходит насыщение поверхностного слоя детали азотом, осуществляется путем ввода азота при определенных температурах (ниже Ac_1 для ферритных сталей) в поверхностный слой сплава на основе железа, находящегося в контакте с водородсодержащим материалом, например, аммиаком или расплавленной цианистой солью определенного состава. Для получения твердого слоя нет необходимости проводить закалку.

Процесс в основном проводится в газовых или жидких средах, а также в плазме тлеющего разряда при температурах 500...1200 °С.

Назначение азотирования – увеличить твердость, износостойкость, усталостную прочность, кавитационную и коррозионную стойкость детали.

Азотирование, проводимое при температурах ниже 600 °С, предназначено для обработки деталей из чугуна, конструкционных и инструментальных сталей, в то время как азотирование, проводимое при более высоких температурах (600...1200 °С), предназначено для обработки деталей, изготавливаемых из жаростойких металлов и ферритных и аустенитных сталей. Азотированию подвергаются также детали из титана и титановых сплавов.

УДК 539.375

Ш.Г. Гасанов *(Бакинский филиал Московского государственного открытого университета)*

Решение задачи о трещине на границе раздела покрытия и упругой основы

Исследована плоская задача о трещине-расслоении, возникающей на границе раздела покрытия, сцепленного с упругой полуплоскостью (основой) из другого материала, когда к поверхности покрытия приложена нормальная нагрузка. Получена зависимость внешней нагрузки и длины трещины.

Ключевые слова: *трещина, граница раздела покрытия и основы, нормальная нагрузка.*

The plane problem about a crack-stratification arising on border of section of a coating, linked with elastic half plane (substrate) from other material when normal loading is enclosed to a surface of a coating is investigated. The parity between external loading and length of a crack is received.

Key words: *crack, border of section of coating and basis, normal loading.*

Анализ [1] состояния покрытий на упругой основе выявил, что материалам таких соединений свойственны трещиновидные несплошности. Между покрытием и основой могут образовываться переходные зоны, физико-механические свойства которых отличаются от свойств основных материалов. Эти повреждения на границе раздела сред покрытия и упругой основы могут иметь как естественное происхождение (расслоения, включения, поры), так и могут быть вызваны технологическими процессами. Несмотря на большое влияние перечисленных факторов на прочность многослойных структур, до настоящего времени эти вопросы не рассматривались в методах расчета. Разработка расчетных моделей исследования повреждения покрытия – актуальная проблема, а значительный интерес в связи с этим представляют дефекты типа трещин.

Пусть в декартовых координатах x и y имеем двухслойное тело, состоящее из покрытия толщиной h с упругими характеристиками G_1 (модуль сдвига) и μ_1 (коэффициент Пуассона), нанесенного на упругую полуплоскость с характеристиками G_2 и μ_2 (рисунок).

Рассмотрим задачу теории упругости для двухслойного тела, когда к наружной поверхности приложена нормальная нагрузка $p(x)$. На поверхности покрытия $y = h$, $|x| < \infty$, касательное напряжение равно нулю.

Пусть под действием этой нагрузки на линии раздела упругих сред $y = 0$ в силу недостаточной адгезионной прочности между покрытием и полуплоскостью (основой) образуется трещина.

Краевые условия задачи запишем в следующем виде (верхний индекс соответствует покрытию, верхний индекс – полуплоскости):

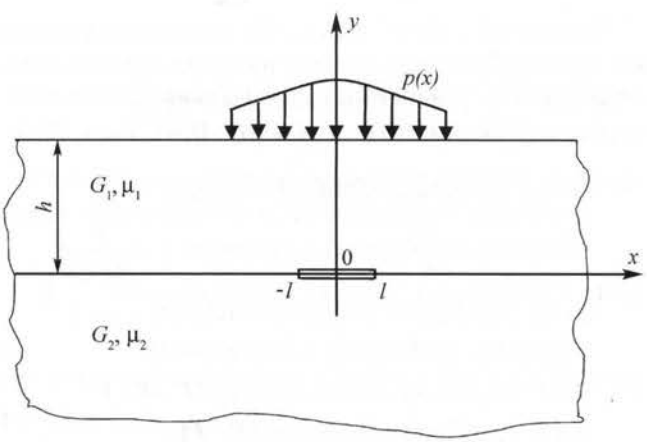
$$\text{при } y = h \quad \sigma_y^{(1)} = -p(x), \ \tau_{xy}^{(1)} = 0; \tag{1}$$

$$\text{при } y = 0 \quad u^{(1)} - u^{(2)} = g(x), \quad \upsilon^{(1)} - \upsilon^{(2)} = g_1(x) \quad (|x| \le l), \tag{2}$$

$$\sigma_y^{(1)} = 0, \ \tau_{xy}^{(1)} = 0 \ (|x| \le l), \tag{3}$$

$$u^{(1)} + i\upsilon^{(1)} = u^{(2)} + i\upsilon^{(2)}; \quad \sigma_y^{(1)} + i\tau_{xy}^{(1)} = \sigma_y^{(2)} + i\tau_{xy}^{(2)} \ (|x| > l), \tag{4}$$

где i – мнимая единица;



Расчетная схема задачи

искомые функции $g(x)$, $g_1(x)$ характеризуют разрыв компоненты вектора перемещений на трещине.

Считается, что при $y \to -\infty$ перемещения и напряжения исчезают.

Для решения краевой задачи (1)–(4) используем четыре функции Папковича–Нейбера $F_n^m(x, y)$ (n, m = 1, 2). Из них две – для покрытия (верхний индекс "1") и две – для полуплоскости (верхний индекс "2").

Напряжения и перемещения выражаются через функции Папковича–Нейбера по известным формулам [2]:

$$\frac{\sigma_y^{(m)}}{2G_m} = 2(1-\mu_m)\frac{\partial F_2^{(m)}}{\partial y} - \frac{\partial^2 F_1^{(m)}}{\partial y^2} - y\frac{\partial^2 F_2^{(m)}}{\partial y^2},$$

$$\frac{\tau_{xy}^{(m)}}{2G_m} = \frac{\partial}{\partial x}\left[(1-2\mu_m)F_2^{(m)} - \frac{\partial F_1^{(m)}}{\partial y} - y\frac{\partial F_2^{(m)}}{\partial y}\right], \quad (5)$$

$$u^{(m)} = -\frac{\partial F_1^{(m)}}{\partial x} - y\frac{\partial F_2^{(m)}}{\partial x};$$

$$\upsilon^{(m)} = (3-4\mu_m)F_2^{(m)} - \frac{\partial F_1^{(m)}}{\partial y} - y\frac{\partial F_2^{(m)}}{\partial y}.$$

Ввиду симметрии задачи по x используем cos-преобразование Фурье. Примем

$$F_1^{(1)} = \int_0^\infty [A\,\mathrm{sh}(\alpha y) + B\,\mathrm{ch}(\alpha y)]\cos(\alpha x)\mathrm{d}\alpha,$$

$$F_2^{(1)} = \int_0^\infty [C\,\mathrm{sh}(\alpha y) + D\,\mathrm{ch}(\alpha y)]\alpha\cos(\alpha x)\mathrm{d}\alpha, \quad (6)$$

$$F_1^{(2)} = \int_0^\infty E\mathrm{e}^{\alpha y}\cos(\alpha x)\mathrm{d}\alpha,\ F_2^{(2)} = \int_0^\infty F\mathrm{e}^{\alpha y}\alpha\cos(\alpha x)\mathrm{d}\alpha.$$

Подставив в функции (5), (6) граничные условия (1), (2) и (4), получим систему из шести линейных алгебраических уравнений относительно шести неизвестных функций $A(\alpha)$, $B(\alpha)$, $C(\alpha)$, $D(\alpha)$, $E(\alpha)$, $F(\alpha)$:

$$\begin{aligned}
&2(1-\mu_1)(C\,\mathrm{ch}(\alpha h) + D\,\mathrm{sh}(\alpha h) - A\,\mathrm{sh}(\alpha h) - \\
&- B\,\mathrm{ch}(\alpha h) - \alpha h(C\,\mathrm{sh}(\alpha h) + D\,\mathrm{ch}(\alpha h))) = -\frac{\tilde{p}}{2G_1\alpha^2}; \\
&(1-2\mu_1)(C\,\mathrm{sh}(\alpha h) + D\,\mathrm{ch}(\alpha h)) - A\,\mathrm{ch}(\alpha h) - \\
&- B\,\mathrm{sh}(\alpha h) - \alpha h(C\,\mathrm{ch}(\alpha h) + D\,\mathrm{sh}(\alpha h)) = 0; \quad (7) \\
&B = E + U,\ (3-4\mu_1)D - A = (3-4\mu_2)F - E + V; \\
&G_1[2(1-\mu_1)C - B] = G_2[2(1-\mu_2)F - E]; \\
&G_1[(1-2\mu_1)D - A] = G_2[(1-2\mu_2)F - E],
\end{aligned}$$

где трансформанты преобразования Фурье

$$\tilde{p} = \frac{2}{\pi}\int_0^\infty p(x)\cos(\alpha x)\mathrm{d}x,\ U = \frac{2}{\pi\alpha}\int_0^\alpha g(x)\sin(\alpha x)\mathrm{d}x, \quad (8)$$

$$V = \frac{2}{\pi\alpha}\int_0^\alpha g_1(x)\cos(\alpha x)\mathrm{d}x.$$

Решая алгебраическую систему уравнений (7) методом последовательного исключения неизвестных, находим коэффициенты $A(\alpha)$, $B(\alpha)$, $C(\alpha)$, $D(\alpha)$, $E(\alpha)$ и $F(\alpha)$.

Теперь, удовлетворяя граничным условиям (3) на берегах трещины, получим систему двух интегральных уравнений относительно искомых функций $g(x)$ и $g_1(x)$

$$\begin{aligned}
&-\int_{-l}^{l} g(\eta)K_{11}^*\left(\frac{\eta-x}{h}\right)\mathrm{d}\eta + \int_{-l}^{l} g_1(\eta)K_{12}^{**}\left(\frac{\eta-x}{h}\right)\mathrm{d}\eta = \\
&= \frac{\pi h\tilde{p}}{\theta_1} f_1^*\left(\frac{x}{h}\right), \\
&\int_{-l}^{l} g(\eta)K_{12}^{**}\left(\frac{\eta-x}{h}\right)\mathrm{d}\eta + \int_{-l}^{l} g_1(\eta)K_{13}^{*}\left(\frac{\eta-x}{h}\right)\mathrm{d}\eta = \\
&= \frac{\pi h\tilde{p}}{\theta_1} f_2^*\left(\frac{x}{h}\right).
\end{aligned} \quad (9)$$

Здесь

$$K_{mn}^*(t) = \int_0^\infty \frac{u^m}{\Delta(u)}K_n(u)\cos(ut)\mathrm{d}u; \quad (10)$$

$$K_{mn}^{**}(t) = \int_0^\infty \frac{u^m}{\Delta(u)}K_n(u)\sin(ut)\mathrm{d}u;$$

$$\Delta(u) = M - (1+4u^2+LM)\mathrm{e}^{-2u} + L\mathrm{e}^{-4u};$$

$$u = \alpha h;\ \theta_1 = G_1/(1-\mu_1);$$

$$L = \frac{G_1k_2 - G_2k_1}{G_1k_2 + G_2};\ M = \frac{G_1 + G_2k_1}{G_1 - G_2};$$

$$k_m = 3-4\mu_m\ (m = 1, 2);$$

$$K_1(u) = A_0 + (A_1 + A_2u + 2A_1u^2)\mathrm{e}^{-2u} - (A_0 + A_1)\mathrm{e}^{-4u};$$

$$K_2(u) = B_0 + (B_1 + B_2u^2)\mathrm{e}^{-2u} + B_0\mathrm{e}^{-4u};$$

$$K_3(u) = A_0 + (A_1 - A_2u + 2A_1u^2)\mathrm{e}^{-2u} - (A_0 + A_1)\mathrm{e}^{-4u};$$

$$A_0 = \frac{1 + M(L-2)}{2};\ A_1 = M - L,\ A_2 = 2(L-1)(M-1);$$

$$B_0 = \frac{1}{2}(LM-1);\ B_1 = 1 - \frac{1}{2}(L^2 + M^2);\ B_2 = 4 - 2(L+M);$$

$$f_m^*(t)=\int_0^\infty \frac{f_m(u)}{\Delta(u)}K_n(u)\cos(ut)\mathrm{d}u;$$

$$f_m^{**}(t)=\int_0^\infty \frac{f_m(u)}{\Delta(u)}K_n(u)\sin(ut)\mathrm{d}u;$$

$$f_1(u)=[LM-1+2(M-1)u]\mathrm{e}^{-u}-[LM-1-2(L-1)u]\mathrm{e}^{-3u};$$

$$f_2(u)=[2M-LM-1+2(M-1)u]\mathrm{e}^{-u}+$$
$$+[2L-LM-1-2(L-1)u]\mathrm{e}^{-3u}.$$

Если проинтегрировать по частям по переменной η левые части системы (9) с учетом условий $g(\pm l)=0$ и $g_1(\pm l)=0$ и перейти к безразмерным переменным

$$x_*=\frac{x}{l},\quad \eta_*=\frac{\eta}{l},\quad \lambda=\frac{h}{l},$$
$$\varphi_1(\eta_*)=\frac{g'(\eta)\theta_1 l}{\pi\tilde{p}},\ \varphi_2(\eta_*)=\frac{g_1'(\eta)\theta_1 l}{\pi\tilde{p}}, \tag{11}$$

то систему интегральных уравнений можно записать в виде (опуская для удобства "звездочки" для формул (11))

$$\int_{-1}^{1}\varphi_1(\eta)K_{01}^{**}\left(\frac{\eta-x}{\lambda}\right)\mathrm{d}\eta+$$
$$+\int_{-1}^{1}\varphi_2(\eta)K_{02}^{**}\left(\frac{\eta-x}{\lambda}\right)\mathrm{d}\eta=f_1^*\left(\frac{x}{\lambda}\right), \tag{12}$$

$$\int_{-1}^{1}\varphi_1(\eta)K_{02}^{**}\left(\frac{\eta-x}{\lambda}\right)\mathrm{d}\eta+$$
$$+\int_{-1}^{1}\varphi_2(\eta)K_{03}^{**}\left(\frac{\eta-x}{\lambda}\right)\mathrm{d}\eta=f_2^{**}\left(\frac{x}{\lambda}\right).$$

Решение системы (12) должно удовлетворять дополнительным равенствам

$$\int_{-1}^{1}\varphi_m(x)\mathrm{d}x=0\ (m=1,2). \tag{13}$$

Искомые функции выражаются формулами

$$\frac{\theta_1 g(\alpha x)}{\pi\tilde{p}}=\int_{-1}^{x}\varphi_1(\eta)\mathrm{d}\eta;\ \frac{\theta_1 g_1(\alpha x)}{\pi\tilde{p}}=\int_{-1}^{x}\varphi_2(\eta)\mathrm{d}\eta. \tag{14}$$

Для решения системы интегральных уравнений (12) используем асимптотический метод [3]. Выделив в символах ядер (10) главные при $u\to\infty$ части по формулам

$$\frac{K_m(u)}{\Delta(u)}=\frac{A_0}{M}+L_m(u)\ (m=1,3);\ \frac{K_2(u)}{\Delta(u)}=\frac{B_0}{M}+L_2(u)$$

и применив значения интегралов

$$\int_0^\infty \sin(ut)\mathrm{d}u=\frac{1}{t},\ \int_0^\infty \cos(ut)\mathrm{d}u=\pi\delta(t),$$

рассмотренные в пределах теории обобщенных функций разложим ядра и правые части системы (12) в ряды по степеням λ^{-1}.

Искомые функции также разложим в ряды

$$\varphi_m(x)=\sum_{n=1}^{\infty}\frac{\varphi_m^n(x)}{\lambda^n}\ (m=1,2). \tag{15}$$

Внося отмеченные выше разложения в уравнения системы (12) и приравнивая члены при одинаковых степенях λ^{-1}, находим последовательность систем уравнений вида (n = 1, 2, ...)

$$\int_{-1}^{1}\frac{\varphi_1^n(\eta)}{\eta-x}\mathrm{d}\eta+\pi\varepsilon\varphi_2^n(x)=F_1^n(x), \tag{16}$$

$$\int_{-1}^{1}\frac{\varphi_2^n(\eta)}{\eta-x}\mathrm{d}\eta-\pi\varepsilon\varphi_1^n(x)=F_2^n(x),\ \varepsilon=\frac{B_0}{A_0}.$$

В полученной системе правые части $F_m^n(x)$ (m = 1, 2) – известные функции. Ограничиваясь членами λ^{-1} и учитывая дополнительные условия

$$\int_{-1}^{1}\varphi_m^n(x)\mathrm{d}x=0\ (m=1,2,\ n=1,2,\ldots), \tag{17}$$

находим левые части уравнений (16) при n = 1, 2, 3 в виде

$$F_1^1(x)=0,\ F_2^1(x)=f_2^0,\ F_1^2(x)=-xf_1^1,\ F_2^2(x)=0,$$

$$F_1^3(x)=-c_1^1\int_{-1}^{1}\eta\varphi_1^1(\eta)\mathrm{d}\eta,\ F_2^3(x)=-\frac{x^2}{2}f_2^2-c_3^1\int_{-1}^{1}\eta\varphi_2^1(\eta)\mathrm{d}\eta,$$

$$c_m^n=\frac{A_0}{M}\int_0^\infty u^n L_m(u)\mathrm{d}u,\ f_m^n=\frac{A_0}{M}\int_0^\infty u^n\frac{f_m(u)}{\Delta(u)}\mathrm{d}u.$$

Систему интегральных уравнений (16) удобнее записать в форме одного комплексного уравнения

$$\int_{-1}^{1}\frac{\varphi^n(\eta)}{\eta-x}\mathrm{d}\eta+i\pi\mathrm{th}(\pi A)\varphi^n(x)=\pi F^n(x),\ (|x|\le 1), \tag{17a}$$

где $\varphi^n(x)=\varphi_1^n(x)+i\varphi_2^n(x)$; $F^n(x)=\pi^{-1}[F_1^n(x)+iF_2^n(x)]$; $A=(2\pi)^{-1}\ln(1-\varepsilon)/(1+\varepsilon)$.

Решение интегрального уравнения (17а) эффективно может быть получено путем решения

соответствующей задачи Римана [4]. Учитывая условия (17а), получим

$$\varphi^n(x) = -\frac{\mathrm{ch}^2(\pi A)}{\pi X(x)}\int_{-1}^{1}\frac{F^n(\eta)X(\eta)}{\eta - x}\mathrm{d}\eta + \\ + \frac{i}{2}\mathrm{sh}(2\pi A)F^n(x), \qquad (18)$$

где $X(x) = (1+x)^{\frac{1}{2}+iA}(1-x)^{\frac{1}{2}-iA}$.

После вычисления интегралов, содержащих функцию $X(x)$, методом Н.И. Мусхелишвили [5] получим

$$\varphi^n(x) = \frac{\mathrm{ch}(\pi A)}{\pi X(x)}\Phi_n(x),\ \Phi_1(x) = f_2^0(-2A + ix), \qquad (19)$$

$$\Phi_2(x) = f_1^1\left(\frac{1+4A^2}{2} - i2Ax - x^2\right),\ F_1^3(x) = 0,$$

$$\Phi_3(x) = \left(c_3^1 f_2^0 - \frac{f_2^0}{6}\right)(A + 4A^3) + \\ + i\left(\frac{f_2^2}{4} - \frac{c_3^1 f_2^0}{2}\right)(1+4A^2)x + f_2^2 Ax^2 - i\frac{f_2^2}{2}x^3.$$

С учетом соотношения (14) для первых членов разложения раскрытия краев трещины, находим

$$\frac{\theta_1}{\pi\tilde{p}}g(\alpha x) = \frac{\mathrm{ch}(\pi A)}{\pi}\int_{-1}^{1}\frac{N_1(\eta)C_A(\eta) + N_2(\eta)S_A(\eta)}{\sqrt{1-\eta^2}}\mathrm{d}\eta; \qquad (20)$$

$$\frac{\theta_1}{\pi\tilde{p}}g_1(\alpha x) = \frac{\mathrm{ch}(\pi A)}{\pi}\int_{-1}^{1}\frac{N_1(\eta)S_A(\eta) - N_2(\eta)C_A(\eta)}{\sqrt{1-\eta^2}}\mathrm{d}\eta;$$

$$N_1(x) = -\frac{2f_2^0 A}{\lambda} + \frac{f_1^1}{\lambda^2}\left(\frac{1+4A^2}{2} - x^2\right) + \\ + \frac{1}{\lambda^3}\left[\left(c_3^1 f_2^0 - \frac{f_2^0}{6}\right)(A + 4A^3) + f_2^2 Ax^2\right] + O\left(\frac{1}{\lambda^4}\right);$$

$$N_2(x) = -\frac{f_2^0(x)}{\lambda} + \frac{2f_1^1 Ax}{\lambda^2} - \\ - \frac{1}{\lambda^3}\left[\left(\frac{f_2^2}{4} - \frac{c_3^1 f_2^0}{2}\right)(1+4A^2)x - \frac{f_2^2}{2}x^3\right] + O\left(\frac{1}{\lambda^4}\right);$$

$$C_A = \cos\left(A\ln\frac{1-x}{1+x}\right);\ S_A = \sin\left(A\ln\frac{1-x}{1+x}\right).$$

Если нормальная нагрузка равномерно распределена на отрезке $(-a, a)$, то

$$\tilde{p}(\alpha) = \frac{p_0\sin(\alpha a)}{\pi a\alpha},$$

а при действии сосредоточенной силы $p\delta(x)$ ($\delta(x)$ – дельта-функция) имеем $\tilde{p}(\alpha) = \frac{p}{\pi}$.

Сильные осцилляции функций $\varphi_m(x)$ (m = 1, 2) в малых окрестностях точек $x = \pm l$ приводят к смене знака функций $g(x)$ и $g_1(y)$ в весьма малых окрестностях концов трещины, т.е. в реальности к наложению краев трещины друг на друга. То есть имеет место эффект, аналогичный эффекту осцилляций контактных давлений в очень малых окрестностях концов зоны контакта $x = \pm l$ в задаче о сцепленном штампе [5]. Для полученного решения в худшем случае A = 0,175 осцилляций нет, по крайней мере, при $|x| \le 0{,}9999$, причем амплитуда осцилляций перемещений стремится к нулю при $x \to \pm l$. Следовательно, для любой пары упругих материалов (покрытие и основа) при достаточно больших значениях λ, когда в разложении искомых функций можно удержать только первый член, размер области осцилляций перемещений и напряжений в окрестности точки $x = \pm l$ очень мал, практически менее 0,01 % от полудлины трещины l.

Из-за осцилляции напряжений здесь невозможно ввести обычные понятия коэффициента интенсивности напряжений и использовать силовые критерии разрушения. В связи с этим использовали интегральный критерий разрушения типа критерия В.В. Новожилова [6]. Считаем, что максимальный размер l_* зоны осцилляции напряжений в окрестности точки $x = l + 0$ (0 – бесконечно малая величина) гораздо меньше полудлины трещины ($l_* \ll l$).

Известно, что между покрытием и упругой основой всегда существует переходная зона толщины $h_0 \ll h$ [1], более хрупкая, чем основные материалы, с упругими характеристиками G_3 и μ_3, полученными некоторым усреднением G_1, G_2 и μ_1, μ_2, кроме того, пусть $h_0 > l_*$.

Считается, что трещина образовалась на границе $y = 0$ из-за недостаточной прочности переходного слоя, следовательно, при возрастании интенсивности нормальной нагрузки $p(x)$ трещина весьма вероятно будет ранее расти вдоль линии $y = 0$ и для определения длины l можно использовать дополнительное условие при $y = 0$

$$\frac{1}{h_0}\int_{l}^{l+h_0}U_e\mathrm{d}x = A_c, \qquad (21)$$

которое является аналогом интегрального критерия разрушения В.В. Новожилова [6].

В дополнительном условии (21) U_e – упругая энергия единицы объема переходного слоя:

$$U_e = \frac{1}{2E_3}[(\sigma_x^*)^2 + (\sigma_y^*)^2 + (\sigma_z^*)^2 - \\ - 2\mu_3(\sigma_x^*\sigma_y^* + \sigma_x^*\sigma_z^* + \sigma_y^*\sigma_z^*)] + \frac{1}{2G_3}(\tau_{xy}^*)^2, \qquad (22)$$

$$\sigma_x^* = \frac{1}{2}(\sigma_x^{(1)} + \sigma_x^{(2)}),\ \sigma_y^* = \sigma_y^{(1)} = \sigma_y^{(2)},$$

$$\sigma_z^* = \frac{1}{2}(\sigma_z^{(1)} + \sigma_z^{(2)}),$$

$$\tau_{xy}^* = \tau_{xy}^{(1)} = \tau_{xy}^{(2)},\ E_3 = 2G_3(1+\mu_3),$$

где A_c – критическая величина упругой энергии единицы объема переходного слоя (физическая постоянная пары материалов), определяется экспериментально.

Таким образом, полученные соотношения внешней нагрузки и длины трещины, а также механических и геометрических характеристик пары покрытие–упругая основа позволяют решать следующие практически важные задачи:

• на стадии проектирования:

1) оценивать гарантированный ресурс покрытия с учетом ожидаемых дефектов и условий нагружения;

2) установить допустимый уровень дефектности и максимальные значения рабочих нагрузок, обеспечивающие достаточный запас надежности;

3) проверить выбор материала с необходимым комплексом статических и циклических характеристик трещиностойкости;

• на стадии изготовления:

1) корректировать технологические процессы в направлении снижения остаточных напряжений и повышения характеристик трещиностойкости;

2) с помощью методов неразрушающего контроля определять параметры существующих дефектов;

3) оценивать степень их опасности;

• на стадии эксплуатации:

1) устанавливать периодичность и режимы профилактического контроля в целях своевременного выявления развивающихся дефектов;

2) принимать решения о целесообразности дальнейшей эксплуатации изделия.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Гнесин Г.Г., Фоменко С.Н.** Износостойкие покрытия на инструментальных материалах // Порошковая металлургия. 1996. № 9/10. С. 17–28.

2. **Уфлянд Я.С.** Интегральные преобразования в задачах теории упругости. М., Л.: Изд. АН СССР, 1963. 367 с.

3. **Александров В.М., Сметанин Б.И., Соболь Б.В.** Тонкие концентраторы напряжений в упругих телах. М.: Наука, 1993. 222 с.

4. **Гахов Ф.Д.** Краевые задачи. М.: Наука, 1977. 640 с.

5. **Мусхелишвили Н.И.** Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. 707 с.

6. **Морозов Н.Ф.** Математические вопросы теории трещин. М.: Наука, 1984. 256 с.

УДК 541.34:669.28

Е.А. Лесюк *(Московский государственный индустриальный университет)*

Исследование влияния выбора охлаждающей среды на микротвердость сталей при ультразвуковой упрочняющей обработке

Представлены результаты экспериментального исследования влияния разных видов охлаждающих сред при ультразвуковой упрочняющей обработке на микротвердость конструкционных и инструментальных сталей. Проведена оценка гистерезисных потерь при данном виде обработки.

Ключевые слова: *ультразвуковая упрочняющая обработка, поверхность, среда охлаждения, микротвердость, гистерезис.*

Results of an experimental research of influence of different kinds of cooling mediums at ultrasonic strengthening processing on microhardness constructional and tool steels are presented. The estimation hysteresis losses is lead at the given kind of processing.

Key words: *ultrasonic strengthening processing, surface, cooling medium, microhardness, hysteresis.*

Качество поверхностного слоя и методы его улучшения как научная и практически важная проблема уже давно привлекают внимание исследователей и производственников. Качество поверхностного слоя оказывает большое влияние на характеристики внешнего трения и изнашивания, развитие усталостных явлений, коррозию, КПД, возникновение шумов и на другие параметры и характеристики машин. Поэтому качество поверхностного слоя является одним из главных факторов, определяющих долговечность

деталей машин и инструментов. Одним из перспективных методов улучшения качества поверхности является ультразвуковая упрочняющая обработка.

Ультразвуковая обработка (УЗО) основана на использовании энергии механических колебаний инструмента – индентора. Колебания совершаются с ультразвуковой частотой 20 кГц и амплитудой 0,5...50 мкм. Энергия в зону обработки вводится посредством статического усилия прижима инструмента к поверхности обрабатываемой детали. Технологическое оборудование для ультразвуковой обработки имеет постоянную структуру независимо от физико-механических свойств обрабатываемого металла: источник питания; аппаратура управления процессом обработки; механическая колебательная система; привод давления.

Автором выполнен комплекс теоретических и экспериментальных исследований, позволивший преобразовать стандартную технологию УЗО в новую технологию обработки массивных изделий из конструкционных и инструментальных сталей сложной геометрической формы. Технологическая схема УЗО дополнена специальной системой охлаждения обрабатываемой детали, обеспечивающей термическую стабильность формируемых в процессе обработки нано- и субмикрокристаллических структур с размером зерна 5...10 нм, что приводит к существенному повышению его твердости и прочности поверхности обрабатываемой детали [1–4].

Для обоснования необходимости введения в технологическую схему УЗО нового оборудования проведены экспериментальные исследования влияния различных охлаждающих сред при УЗО на структуру и физико-механические свойства сталей, в частности на микротвердость. До настоящего времени исследований влияния среды охлаждения как технологического параметра на процесс УЗО не проводилось. Разработан экспериментальный стенд и выполнена серия экспериментов, позволяющих достоверно проанализировать влияние охлаждения на микротвердость конструкционных и инструментальных сталей.

Исследованы стали Ст3, 45, 9ХС, Р18. Обработку экспериментальных образцов шириной 20 мм и толщиной 10 мм разной длины проводили на универсальном фрезерном станке, на суппорте которого фиксировали ультразвуковой инструмент (рис. 1). В процессе эксперимента при неизменных амплитуде колебаний 20 мкм, линейной скорости 0,3 м/мин, подаче 0,15 мм и диаметре индентора ультразвукового инструмента 10 мм, а также статической нагрузке (силе, прижимающей индентор к детали) 150 Н, изменяли только охлаждающую среду. Для получения результатов, позволяющих качественно оценить влияние вида охлаждения на процесс УЗО, выбирали

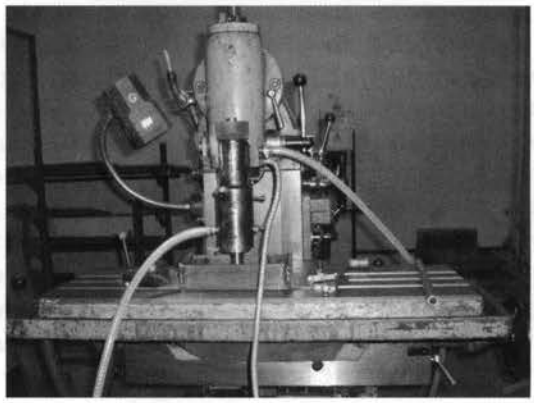


Рис. 1. Экспериментальная установка

самые простые и показательные варианты (естественное воздушное, естественное жидкостное и комбинированное охлаждение).

Естественное воздушное охлаждение осуществляется без дополнительных затрат энергии и является наиболее простым, надежным и дешевым, но использовать этот способ возможно лишь при небольших тепловыделениях при обработке детали. Естественное жидкостное охлаждение обрабатываемой поверхности и инструмента заключалось в частичном их погружении в ванну с керосином. Отвод тепла происходит в процессе кипения керосина на охлаждаемой поверхности. Движение теплоносителя осуществляется за счет разности плотностей. Самым простым видом комбинированного охлаждения является использование СОЖ. В этом случае поток жидкости орошает нагретую поверхность, охлаждение производится за счет испарения жидкости, а также конвективного теплообмена между охлаждаемой поверхностью, стекающей пленкой жидкости и воздухом. С точки зрения термодинамики такой вид охлаждения эффективнее, чем воздушный, но менее эффективен в сравнении с жидкостным.

Результаты экспериментов показали, что среда охлаждения при УЗО существенно влияет на микротвердость обработанной поверхности. Для определения микротвердости применялся микротвердомер фирмы Struers (Дания). Хорошая повторяемость и стабильность результатов измерений получены при нагрузке 1 Н и времени воздействия 5 мин (рис. 2). Установлено, что микротвердость образца тем больше, чем термодинамически эффективнее способ охлаждения.

Для изучения изменения микротвердости по толщине деформированного слоя применен метод микромеханических испытаний, основанный на непрерывной регистрации параметров процесса вдавливания жесткого наконечника правильной формы (индентора): нагрузки на индентор F, диапазон измене-

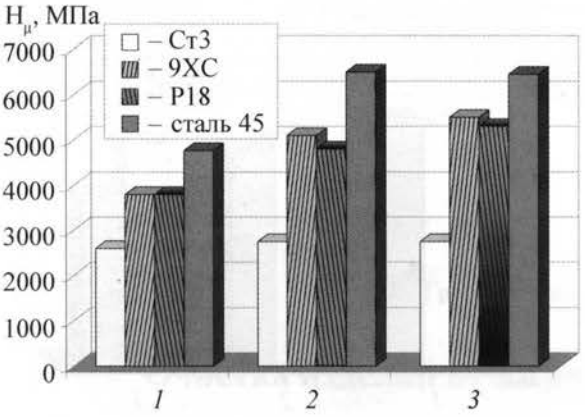


Рис. 2. Зависимость микротвердости H_μ исследуемых сталей от вида охлаждения:
1 – воздушное; *2* – с применением СОЖ; *3* – жидкостное

ния которой в данной серии испытаний 0...2,7 Н, глубины его погружения в материал *h* и времени (скорости) нагружения (метод кинетической микротвердости). Измерения проводили на автоматизированном комплексе МТИ-3М, включающем микротвердомер, микропроцессорный контроллер, видеотерминальное устройство, алфавитно-цифровое печатающее устройство. Результаты измерений микротвердости данным методом приведены на рис. 3.

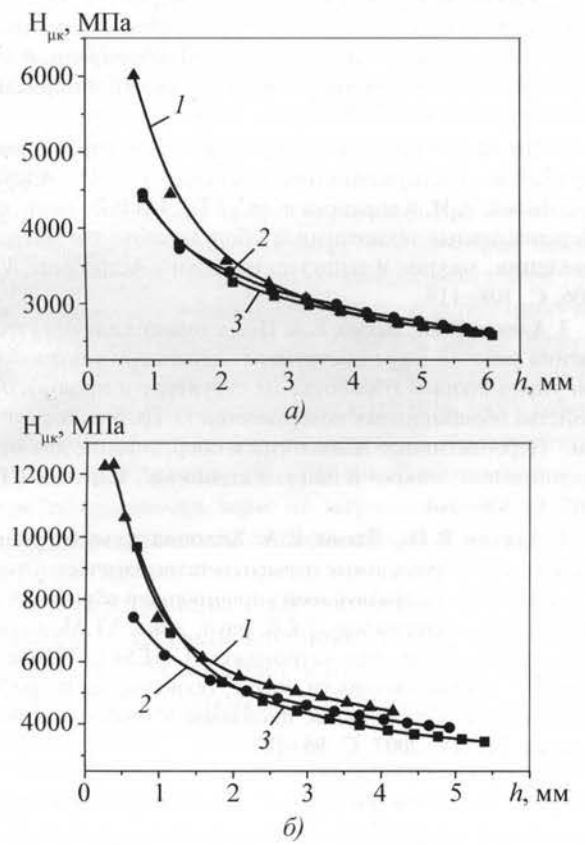


Рис. 3. Изменение кинетической микротвердости $H_{\mu к}$ по глубине *h* вдавливания индентора микротвердомера в Ст3 (*а*) и сталь 9ХС (*б*) после УЗО с разными видами охлаждения:
1 – жидкостное; *2* – воздушное; *3* – с применением СОЖ

На рис. 2 и 3 видно, что для разных сталей рост микротвердости при переходе от воздушного к комбинированному способу охлаждения составляет в среднем 20 %. Замена же воздушного охлаждения жидкостным позволяет увеличить микротвердость в среднем на 35 %.

Электронно-микроскопические исследования упрочненного слоя образцов показали, что при жидкостном охлаждении керосином в сравнении с использованием СОЖ толщина упрочненного слоя возрастает на 20 %. Применение в технологической схеме УЗО жидкостного охлаждения позволяет увеличить слой тонкой нанокристаллической структуры на поверхности деталей любых размеров и любой геометрии до 20...25 мкм.

Степень обратимости пластической деформации при повторных нагружениях является важной характеристикой материала, поскольку определяет структуру материала и его стойкость к усталостному разрушению. Методом микромеханических испытаний получены и исследованы петли гистерезиса для рассматриваемых сталей. На рис. 4 приведены петли гистерезиса для стали 9ХС после УЗО с разными видами охлаждения. Оценка гистерезисных потерь для стали 9ХС и Ст3 приведена на рис. 5.

Результаты исследований показали, что для всех исследуемых образцов наименьшие гистерезисные потери имеет материал, обработанный УЗО с охлаждением жидкостью. При охлаждении СОЖ гистерезисные потери увеличиваются, достигая своего максимального значения при УЗО с естественным воздушным охлаждением.

При изменении основных технологических параметров УЗО в сторону увеличения числа ударов индентора ультразвукового инструмента на единицу обрабатываемой поверхности естественное воздушное охлаждение не дает нужного результата. Появляются цвета побежалости, металл разупрочняется. Сказывается влияние повышенных температур, а также появление эффекта переупрочнения и контактной усталости. Заметим, что все вышесказанное относится к охлаждению рабочей пары ультразвуковой инструмент–деталь до температур окружающей среды (18...25 °С). Охлаждение до более низких температур не только не улучшает результатов УЗО, но в ряде случаев может привести к обратному эффекту. Это показали исследования процесса УЗО с охлаждением обрабатываемой поверхности парами жидкого азота.

Таким образом, представленные экспериментальные исследования показали, что охлаждающая среда

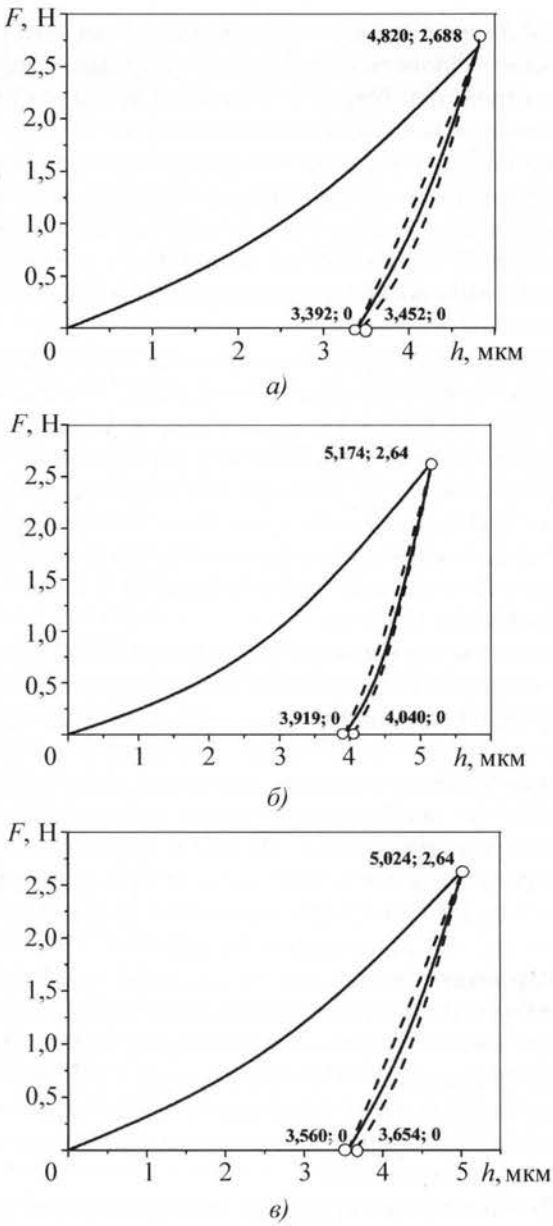


Рис. 4. Кинетические диаграммы микровдавливания и петли гистерезиса при повторном нагружении для стали 9ХС после УЗО с разными видами охлаждения:
а – жидкостное; *б* – воздушное; *3* – с применением СОЖ

существенно влияет на микротвердость инструментальных и конструкционных сталей при УЗО. Введение в технологическую схему УЗО системы охлаждения обрабатываемой детали позволяет увеличить микротвердость в 1,2...1,6 раза в зависимости от марки стали и вида среды охлаждения детали.

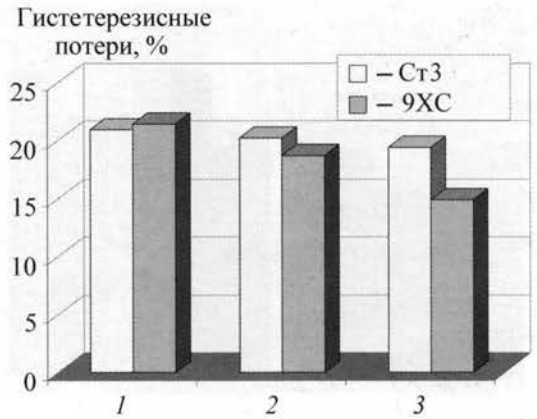


Рис. 5. Зависимость гистерезисных потерь от вида охлаждения:
1 – воздушное; *2* – с применением СОЖ; *3* – жидкостное

ЛИТЕРАТУРА

1. **Алехин В.П.** Физические закономерности поверхностной упрочняющей обработки материалов с использованием ультразвука // Сб. тезисов XV Международной конференции "Физика прочности и пластичности материалов". Тольятти, 2003. С. 77–79.

2. **Новая** нанотехнология поверхностной упрочняющей обработки инструментальных сталей / В.П. Алехин, Е.А. Лесюк, А.И. Капранова и др. // Тр. 4-й Рос.-япон. сем. "Перспективные технологии и оборудование для материаловедения, микро- и наноэлектроники". Астрахань: АГУ, 2006. С. 108–114.

3. **Алехин В.П., Лесюк Е.А.** Исследование влияния охлаждения рабочей пары инструмент–деталь при ультразвуковой упрочняющей обработке на структуру и прочностные свойства обработанных поверхностей // Тр. 5-й Рос.-япон. сем. "Перспективные технологии и оборудование для материаловедения, микро- и наноэлектроники". Саратов: СПУ, 2007. С. 309–314.

4. **Алехин В.П., Лесюк Е.А.** Холодоаккумулирующие системы как необходимые элементы технологического оборудования для ультразвуковой упрочняющей обработки металлических материалов // Сб. науч. докл. VI Междунар. науч.-практ. конф. под патронажем UNESCO "Молодые ученые – промышленности, науке, технологиям и профессиональному образованию: проблемы и новые решения". Москва: МГИУ, 2007. С. 96–101.

УДК 621.9.047

А.В. Гребенщиков *(ФГУП "ВМЗ", Воронеж),* **В.П. Смоленцев** *(Воронежский ГТУ)*

Очистка изделий от загрязнений импульсным воздействием

Описан механизм удаления загрязнений со стенок тары для транспортировки сыпучих и хрупких грузов. Предложенный метод магнитоимпульсной очистки позволяет механизировать процесс, снизить время удаления загрязнений, улучшить условия труда, избежать повреждения тары от неконтролируемых ударных воздействий. Ускорение процесса очистки позволяет увеличить оборачиваемость тары.

Ключевые слова: *импульсное воздействие, очистка, степень очистки от загрязнений.*

The mechanism of cleaning container walls for loose and fragile goods transportation is described. Application of the method of magnetic-impulse cleaning given in this article enables to mechanize the process, to reduce time of dirt removal, to improve working conditions and to avoid container damage due to uncontrolled impact actions. Accelerated cleaning process enables to increase container turnover.

Key words: *impulse effect, cleaning, purification efficiency from contamination.*

Выпуск изделий машиностроения зависит от работы смежников, поставляющих сырье и комплектующие изделия. В литейном производстве машиностроительных заводов используется большое количество формовочных смесей, которые поставляют в основном железнодорожным и автомобильным транспортом. При этом применяют тару многократного использования (ящики, контейнеры, вагоны и др.), которую необходимо быстро разгрузить, очистить от остатков сыпучих грузов, а затем либо вернуть поставщику, либо отправить к месту загрузки последующей партии продукта. Известно, что при разгрузке требуется удалить со стенок тары (оболочек) уплотненные слои (покрытия), толщина которых может достигать 150...199 мм. Использование для очистки оболочек тары от загрязнений виброплатформ возможно, если емкости имеют объемы до 1 м^3. В других случаях приходится применять внешние импульсные устройства (ударные устройства, вибромеханизмы и др.) или вручную удалять загрязнения кувалдами, что занимает много времени, нарушает условия труда, вызывает повреждения оболочек (станок тары).

Известны [1, 2] способы автоматизированного удаления загрязнений электромагнитными силами и вибрационным воздействием гранулами. Как следует из [1], деформировать электромагнитными импульсами можно только однородные листовые материалы с толщиной стенки для стали не более 5 мм, для алюминиевых сплавов – до 7...8 мм. При очистке тары жесткость ее элементов в местах стыков стенок и установки силовых элементов может возрастать на порядок и более, т.е. по сопротивлению деформации стенка из листа толщиной 2...3 мм будет эквивалентна однородному листу толщиной 10...15 мм. Такой лист можно деформировать только сильными импульсными воздействиями или с помощью колебаний с ограниченной амплитудой, создаваемой в диапазоне резонансных режимов. Если использовать процесс очистки импульсами без управления частотой, то на однородных участках оболочек (жесткость стенок понижена) в местах импульсного воздействия упругие деформации материала могут трансформироваться в пластичные с образованием вмятин и других дефектов оболочек, что требует значительных затрат на текущий ремонт тары, а в ряде случаев делает ее не пригодной для использования.

Особенностью магнитоимпульсной очистки является возможность управления процессом и назначения режимов, обеспечивающих наибольшую интенсивность очистки без опасений повредить оболочку (стенки тары).

Использование бесконтактного силового действия электромагнитного поля [1] для очистки оболочки не всегда возможно, так как форма стенок тары изменяется и выполнить требование по установке минимального зазора между индуктором и стенкой не всегда удается. Согласно [1] зазор составляет 0,2...1,0 мм, поэтому в рассматриваемом методе электромагнитной импульсной очистки энергия разряда направлена

на боек, который производит импульсное воздействие на оболочку (стенку тары). Последняя может быть удалена от индуктора на достаточно большое расстояние, при этом сила соударения по мере увеличения расстояния изменяется незначительно, поэтому контактный метод импульсного воздействия можно широко применять при очистке тары любых габаритов (от ящиков до вагонов) от загрязнений различного вида.

Механизм удаления покрытий (загрязнений) путем импульсных воздействий на оболочку (стенку тары) можно представить в следующей последовательности.

1. Для известной формы тары, места удаления загрязнений, материала, толщины листа, стенок (оболочки) рассчитывают режимы обработки и силу воздействия (F_y) импульса. При этом (рис. 1, *а*) считают, что лист жестко закреплен на участке L по концам, а боек *1* действует на оболочку *2* в середине участка. Считаем, что стенка *2* может свободно (в пределах упругости материала) перемещаться в направлении, перпендикулярно сечению, а покрытие (загрязнение) *3* не оказывает значительного сопротивления на прогиб оболочки *2*.

2. Под действием импульса оболочка *2* прогибается на величину (в зависимости от режима и жесткости оболочки) до $h_{max} = 10$ мм (рис. 1, *б*). Боек *1* перемещается с высокой скоростью в направлении оболочки *2*, которая быстро прогибается. Покрытие (загрязнение), как правило, обладает низкой пластичностью и при изгибе оболочки деформируется в меньшей степени, т.е. отстает от оболочки в зоне действия импульса. Без адгезии с оболочкой хрупкое покрытие *3* трескается и частично осыпается.

3. После снятия силы F_y (прекращение импульса) и отхода бойка от оболочки *2* последняя начинает обратное перемещение, что может вызвать образование вторичных волн на периферии зоны действия импульса. Такие волны способствуют отделению покрытий и разрушению их слоя на несвязанные фрагменты (рис. 1, *в*). Происходит удаление основной части загрязнений.

4. После прохождения стенкой оболочки исходного положения за счет упругих свойств ее материала при выравнивании поверхности оболочки в месте вторичных волн образуется обратная полуволна, скорость которой достаточно высока. Полуволна обгоняет оставшийся фрагмент загрязнения *3* (рис. 1, *г*) и отделяет его от оболочки *2*. Условием очистки на этом этапе можно принять критерий

$$v_2 \ll v_1,$$

где v_1, v_2 – скорости движения оболочки и покрытия при обратной полуволне.

Ход бойка должен быть не меньше амплитуды обратной полуволны. Обычно ход обратной полуволны

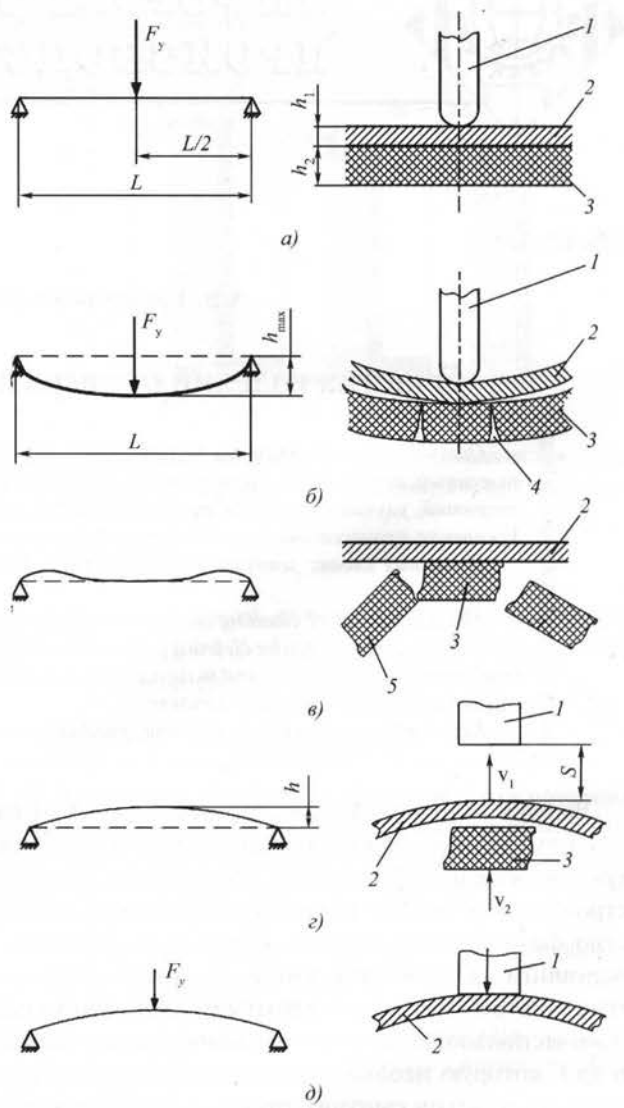


Рис. 1. Состояние стенки тары при импульсном воздействии бойка:

а – исходное состояние; *б* – в конце импульса действия силы; *в* – в момент начала упругого перемещения оболочки после прекращения действия импульса; *г* – в конце упругого перемещения оболочки; *д* – в момент начала перемещения оболочки на "схлопывание"; *1* – боек; *2* – оболочка (стенка тары); *3* – покрытие (загрязнение); h_1 и h_2 – толщины оболочки и покрытия соответственно; h – прогиб оболочки после упругого отжатия; L – расстояние между опорами

значительно меньше прогиба оболочки под действием силы F_y, так как процесс колебаний оболочки является быстро затухающим (возможно из-за внутреннего трения материала). Поэтому рассчитывать обратный ход (h_0) бойка необходимо по зависимости

$$h_0 = A_0 + S,$$

где A_0 – амплитуда перемещения стенки оболочки при обратном ходе. Измерения амплитуд стенок без

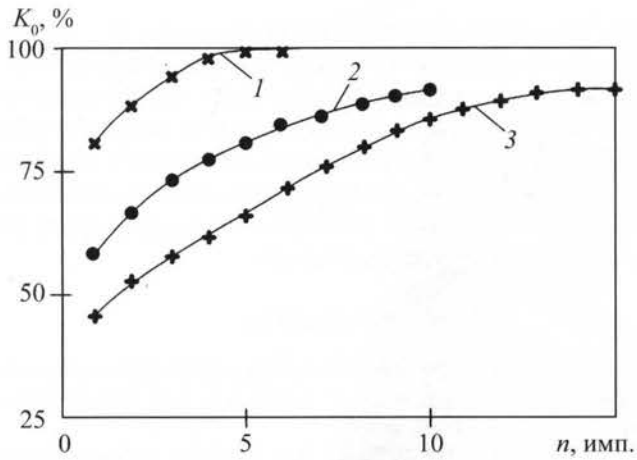


Рис. 2. Зависимость степени очистки тары K_0 от загрязнений (формовочной смеси) от числа импульсов n:
1 – участок без элементов жесткости; *2* – участки вблизи мест стыковки стенок тары; *3* – в местах вблизи ребер жесткости (уголки 45×45 мм)

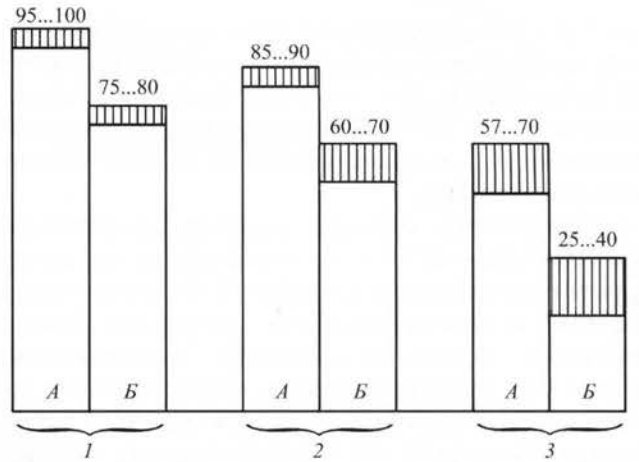


Рис. 3. Варианты очистки тары от загрязнений:
А – в резонансном режиме; *Б* – с постоянной частотой импульсных воздействий (нерезонансный режим); *1* – на участке без элементов жесткости; *2* – вблизи мест стыковки стенок; *3* – около ребер жесткости

элементов жесткости показали, что эти величины в 5...10 раз меньше прогиба h_{max} (рис. 1, *б*):

$$h_0 = h_{max} K_h + S.$$

Здесь K_h – коэффициент, учитывающий соотношение перемещений при прямом и обратном ходе;

S – зазор между бойком и оболочкой, согласно [1] $S = 0{,}2...1{,}0$ мм.

Если принять время перемещения бойка при прямом и обратном ходе τ_1 одинаковым, равным половине длительности импульса, то

$$\tau_1 = \frac{1}{2}\tau_и.$$

Тогда зазор S_1 между оболочкой и покрытием в момент завершения обратной полуволны составит

$$S_1 = \frac{1}{2}\tau_и(v_2 - v_1).$$

Если $S_1 > 0$, то загрязнение отделится от оболочки и процесс очистки участка может завершиться уже при первых импульсах. Далее оболочка начнет перемещаться в обратном направлении при затухающей амплитуде колебаний.

5. Однако полная очистка стенок (оболочки) с переменной жесткостью требует многократных воздействий бойка, а в ряде случаев (при высокой жесткости) становится невозможной. Для повышения эффективности очистки требуется достичь наибольшей амплитуды, что возможно при резонансных колебаниях стенки (оболочки). Для этого очередной рабочий импульс силы F_y (рис. 1, *д*) должен начаться в начале перемещения оболочки в обратном направлении (на "схлопывание"). На рис. 1, *д* приведен момент начала действия очередного импульса, где сила F_y складывается с силой упругости оболочки и начинается резонансное движение стенки, дающее наибольшие перемещения (h_{max} на рис. 1, *б*) оболочки, способствующие интенсификации очистки тары.

В конструкции тары имеются элементы усиления жесткости (ребра, места стыковки стенок и др.), вблизи которых перемещения элементов оболочки ограничено и для очистки стенок требуются многократные импульсы. На рис. 2 показано изменение времени очистки стальных контейнеров (толщина стенки 0,5 мм, объем 2 м^3) в зависимости от числа импульсов (энергия единичного импульса 0,5 кДж).

Для процесса очистки, приведенного на рис. 2, применяли резонансный режим импульсного воздействия. На участках без элементов жесткости (кривая *1*) удаление загрязнений происходило через 3...4 импульса, т.е. в течение нескольких секунд. При этом площадь очищенного участка составляла 0,15...0,25 м^2. Под степенью очистки K_0 понимают отношение площадей стенок тары без загрязнений к общей площади стенки.

В местах изменения жесткости тары интенсивность (степень) очистки резко снижается (*2* и *3* на рис. 2). Так, вблизи мест стыковки стенок полная очистка происходит в 2...2,5 раза медленнее, чем в первом случае (*1*, рис. 2), а около металлической рамы из уголков полной очистки не удается достичь даже после 15 импульсов, поскольку рама почти полностью "гасит" колебания стенок.

На рис. 3 показаны результаты различных вариантов очистки тары при условиях, приведенных на рис. 2. Резонансный режим *А* (рис. 3) позволяет

до 3 раз ускорить процесс очистки, особенно тех участков, которые прилегают к элементам жесткости (*2* и *3* на рис. 3). Следовательно, необходимо постоянно изменять частоту следования импульсов, чтобы поддерживать резонансный режим на всех очищаемых участках тары.

Практически полного удаления загрязнений импульсными воздействиями достичь не всегда удается (дополнительно требуется промывка тары), поэтому в рассматриваемом случае под полной очисткой понимают удаление толстослойных (более 0,5...1 мм) покрытий со стенок тары. По согласованию поставщика и потребителя груза допускается удаление 95...98 % массы сыпучих материалов, после чего тара принимается к повторному использованию (в этом случае убытки от потери перевозимых грузов принимает на себя потребитель). Если подобное условие существует, то для некоторых перевозимых материалов время очистки тары сокращается в 4...5 раз. Здесь выигрыш в затратах может в несколько раз превышать материальные потери за счет утраты стоимости остатков груза на стенках тары после ее очистки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки материалов. В 2 т. Т. 2; под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высш. шк., 1983. 208 с.

2. **Бабичев А.П., Бабичев И.А.** Основы вибрационной технологии. Ростов-н/Д: ДГТУ, 1999. 624 с.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Журнал входит в Перечень ВАК РФ

Подписные индексы по каталогам:

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

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

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,
ООО "Издательство Машиностроение",
редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".

Тел.: (495) 268-40-77. Факс (495) 269-47-98.
E-mail: utp@mashin.ru. http://www.mashin.ru

ООО "Издательство **Машиностроение**",
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Поджиботов К.Ю.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 30.06.08 г. Подписано в печать 06.08.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,65. Заказ 889. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15