ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



№ 12 (108) декабрь 2013

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного

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

Заместители председателя редакционного совета:

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

Редакционный совет:

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

Л.П. ШЕСТОПАЛОВА Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталоган: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве. Теп.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Факс: (499) 269-48-97. E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

содержание

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Обработка комбинированными методами

Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Тарасов Д.Е. Упрочнение железоуглеродистых сплавов комбинированной обработкой волной деформации и цементацией 36

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

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

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

© Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2013



Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants Dr of Phys. Math. Sci. V.Yu. FOMINSKY

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

O.V. CHUDINA

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

T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" 85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta Rossii" 60252) or in publishing office. Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97 E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

PROCESSING BY COMBINED METHODS

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

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

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



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.787.6

А.П. Бабичев¹, Н.С. Коваль², А.В. Алексеенко¹, Д.В. Максимов³ (¹Донской государственный технический университет, ²НИИ "Вибротехнология", ³ОАО "Роствертол", г. Ростов-на-Дону) E-mail: vibrotech@mail.ru

Об особенностях упрочняющей обработки в условиях виброволнового нагружения

Рассмотрены вопросы, связанные с возможностью эффективного использования ударно-волновых явлений с целью создания и внедрения в производство прогрессивных технологических процессов. На основе анализа виброволновой обработки, осуществляемой по соответствующим технологических процессов. На основе анализа виброволновой обработки, осуществляемой по соответствующим технологических процессов. На основе анализа виброволновой обработки, осуществляемой по соответствующим технологических процессов. На основе анализа виброволновой обработки, осуществляемой по соответствующим технологическим схемам, выявлены основные этапы метода: формирование волн деформаций, их распространение, изменение характеристик и воздействие на материал обрабатываемой поверхности детали. Представлены результаты экспериментальных исследований волновых процессов при виброволновой обработке детали, учитывающие влияние на процесс упрочнения поверхностного слоя волн деформаций, их суммирование, рассеивание в окружающую среду, преломление, а также некоторые конструктивные параметры волноводных устройств и инструментов. Приведены наиболее распространенные технологические схемы виброволновой обработки, рассмотрены вопросы, связанные с их совершенствованием, с целью эффективного применения.

Ключевые слова: виброволновая обработка, волноводное устройство, волны деформации, упрочняющая обработка, шарико-стержневой упрочнитель.

The problems associated with the possibility of effective use of shock-wave phenomena in order to create and implement the production of advanced technological processes. Based on the analysis of vibration wave treatment carried out on the relevant technological schemes, identified the main steps of the method: the formation of deformations, distribution, changes in the characteristics and effects on the treated surface of the workpiece material. The results of experimental investigations of wave processes in the vibration wave processing details, taking into account the impact on the process of hardening of the surface layer of deformations, their summation of dispersion into the environment, the refractive index, as well as some of the design parameters of waveguide devices and instruments. Are the most common flow diagrams vibration wave treatment, issues related to them of improving, the effective application.

Keywords: vibration wave processing, waveguide device, the strain wave, strengthening processing, ball-core strengthener.

Упрочнение деталей *поверхностным пластическим деформированием* (ППД), в том числе и динамическими методами (например, виброударная обработка), находит применение в технологии обработки широкой номенклатуры деталей и отражено в ряде работ [5, 6]. В большинстве случаев рассматриваются результаты упрочнения (изменение состояния материала) поверхностного слоя, подвергаемого нагружению (лицевая или контактная поверхность), исключая при этом состояние противоположной стороны (названной далее тыльной). Известно, что ударное или вибрационное (виброударное) воздействие на тела и среды различных характеристик сопровождается волновыми явлениями, роль которых при решении технологических задач может оказаться эффективной. В частности, в ряде работ отмечаются сколы материала тыльной стороны образца при волновом нагружении [2, 4], наблюдается преобразование колебаний и волн для создания условий воздействия на объекты обработки (детали, образцы) с высокой эффективностью, обеспечивающие повышенную производительность и новые качественные результаты [2].

При воздействии волн на твердое тело в нем возникает характерная волновая картина деформирования структуры, сопровождаемая переходом ее в другие агрегатные состояния или пластическое течение и высокие температуры. В работе [1] рассматривается механизм образования вторичных структур при волновом воздействии, отмечается их образование при воздействии (прохождении) волн, при этом повышается микротвердость, изменяется структура. Образование основной и побочных зон с измененной структурой и их периодичность обусловлены интерференцией волн.

Анализ особенностей волновых процессов в силовой системе позволил отметить следующие этапы: формирование волны деформации, которая характеризуется формой, максимальным значением усилий (амплитудой волны), временем действия усилий (длительностью волны) и энергией волны. Эти характеристики зависят от геометрии соударяющихся элементов, свойств их материалов и скорости соударения.

При распространении волны по волноводу ее форма изменяется, а энергия уменьшается вследствие рассеяния в окружающую среду и внутреннего трения в волноводе. Интенсивность этих изменений зависит от конструкции и размеров волновода, деформирующих свойств его материала, свойств окружающей среды, наличия соединений в волноводе, качества контактных поверхностей и ряда других факторов.

В связи с этим параметры волны деформации, подходящей к обрабатываемой поверхности, могут отличаться от параметров начальной волны. Распространяясь по волноводу и воздействуя на инструмент, контактирующий с обрабатываемой поверхностью, волна деформации приводит к внедрению инструмента в обрабатываемую поверхность и образованию пластических отпечатков или разрушению.



Рис. 1. Схема эксперимента:

 а – схема виброволнового нагружения; 1 – груз; 2 – боек; 3 – приспособление "Коробочка"; 4 – рабочая камера; 5 – пружина; 6 – обрабатывающая среда – стальные шары; 7 – вибратор; 6 – схема расположения образцов в приспособлении "Коробочка": 1–8 – образцы;
 в – образец

Таким образом волновые процессы в силовых импульсных системах можно условно разделить на: формирование волн деформации в волноводе; передача волн деформаций по волноводу к обрабатываемой поверхности; воздействие волн деформаций, отраженных от обрабатываемой поверхности на ударный элемент инструмента.

Совершенствование процессов и инструментов для виброволновой обработки предполагает повышение их производительности, улучшение эксплуатационных характеристик обрабатываемых деталей и инструмента, снижение энергозатрат на осуществление технологического процесса, а также обеспечение требуемых энергетических и экологических характеристик.

Задачи совершенствования волновых инструментов и процессов следующие:

формирование в волноводе волн деформаций с рациональными параметрами и обеспечение наиболее эффективной передачи энергии бойка в волновод;

передача волн деформаций по волноводам с минимальными потерями энергии удара;

обеспечение эффективной передачи энергии волн деформаций в материал обрабатываемой детали или среду;

минимизация вредного воздействия на элементы ударного механизма волн деформаций, отраженных от обрабатываемой детали или среды.

Ниже рассмотрены варианты технологических схем использования волновых процессов и их экспериментальной проверки при виброволновой обработке в уплотненной гранулируемой среде.

В первой из приводимых технологических схем предусматривается возможность всесторонней виброударной обработки детали, помещенной в уплотненную среду — стальные закаленные или твердосплавные шары. Предполагается, что сообщение ударных импульсов с внешней стороны вызовет распространение деформационных волн в системе, в том числе и деформацию поверхностного слоя детали, являющейся одним из ее элементов. Схема эксперимента приведена на рис. 1.

Исследования распространения ударного импульса и волн деформации в среде стальных шаров, помещенных в замкнутом объеме, были проведены в специальном устройстве. Контроль распространения и реализации волн деформаций осуществляется по числу пластических отпечатков на поверхности образцов, установленных на наружной и внутренней поверхностях устройства, имитирующего элемент корпусной или трубчатой детали.

По линии удара Поперек линии удара Внешнее расположение Внутреннее расположение Внешнее расположение Внутреннее расположение Номер образца Номер образца $N_{\rm oth}$ Номер образца Номер образца $N_{\text{отп}}$ $N_{\text{отп}}$ $N_{\text{отп}}$ 163 5 47 2 72 6 39 1 3 107 7 35 4 55 8 29

Число образующихся пластических отпечатков N_{отп} на поверхности образцов

В рабочую камеру, заполненную стальными шарами диаметром 6 мм, помещали стальной корпус коробчатой формы с закрепленными на его стенках образцами (медные пластины с полированной поверхностью). Уплотнение шариковой среды осуществлялось путем приложения к подвижной торцевой стенке рабочей камеры груза массой M = 10, 20, 30 кг. Ударное нагружение проводилось при сбрасывании на крышку камеры груза массой 1, 2, 5 и 30 кг с H = 1 м. Фиксированное число ударов принято равными 1; 5; 10 и 30.

В табл. 1 приведены результаты эксперимента – число пластических отпечатков $N_{\rm отп}$ на поверхности образцов ($N_{\rm oбp}$ – номер образца), расположенных по линии удара и перпендикулярно ей, на наружных и внутренних поверхностях корпуса. С увеличением числа наносимых ударов пропорционально растет и количество образующихся отпечатков на всех образцах. При этом отмечается четкое различие количественного распределения отпечатков по линии удара и перпендикулярно ей, а также на внешних и внутренних образцах.

Отмечается небольшое различие $N_{\text{отп}}$ в пределах групп образцов, расположенных по линии удара и перпендикулярно ей, а также на внешних и внутренних образцах. Исключения составляют $N_{\text{обр}}$ для внешних образцов, расположенных по линии удара. На образце № 1 (см. рис. 1, δ), расположенном ближе к источнику ударного импульса, наибольшее число $N_{\text{отп}}$, отличающееся на 34,5 % от аналогичного значения для образца № 3, расположенного на противоположной внутренней стороне. Соотношения $N_{\text{отп}}$ для различно ориентированных образцов относительно источника ударных импульсов представлены на рис. 2.

Соотношение: $\frac{N_{\text{отп}} \text{ по линии удара} \downarrow}{N_{\text{отп}} \text{ поперек линии удара} \rightarrow}$; внешние поверхности: $\frac{N_{\text{отп}} \downarrow}{N_{\text{отп}} \rightarrow} = 2,13;$ внутренние поверхности: $\frac{N_{\text{отп}} \downarrow}{N_{\text{отп}} \rightarrow} = 1,2$. Соотношение:

 $\frac{N_{\text{отп}} \text{ внешних поверхностей (н) }\downarrow}{N_{\text{отп}} \text{ внутренних поверхностей (вн) }\rightarrow};$ внешние поверхности: $\frac{N_{\text{отп}_{(H)}} \downarrow}{N_{\text{отп}_{(BH)}} \rightarrow} = 3,3;$ внутренние поверхности: $\frac{N_{\text{отп}_{(H)}} \downarrow}{N_{\text{отп}_{(BH)}} \rightarrow} = 1,88,$

где $N_{\text{отп}_{(H)}}$ — количество отпечатков на внешней поверхности; $N_{\text{отп}_{(BH)}}$ — количество отпечатков по внутренней поверхности.

Исследовано влияние энергии ударного импульса и исходной плотности среды на количество образующихся отпечатков. С увеличением энергии виброволнового нагружения среды отмечается рост числа пластических отпечатков $N_{\rm отп}$. Выполненные исследования показали, что в закрытом объеме, заполненном средой стальных шаров, распространение волн деформаций от одного источника происходит по всем направлениям объема.

На основе полученных результатов предложена технологическая схема виброволновой упрочняющей



Рис. 2. Схема распределения пластических отпечатков на поверхности образцов (F_{yg} – виброволновое нагружение)

Таблица 1



обработки детали трубчатой формы ППД в уплотненной среде стальных шаров (рис. 3).

Следующая схема предусматривает возможность создания многоконтактного инструмента для виброволновой упрочняющей обработки ППД фасонных поверхностей. Созданный по этой схеме инструмент получил название *шарико-стержневой упрочнитель* (ШСУ).

Она включает источник ударных импульсов (например, пневмоударник), боек, шариковый волновод и инструмент, осуществляющий деформационное воздействие на обрабатываемую поверхность (система стержней). В конструкции инст-

румента предусмотрено устройство для удержания стержней и шаров от высыпания в нерабочем положении.

Проведены технологические испытания ШСУ при обработке плоских и цилиндрических поверхностей, галтелей, сварных швов. Предложены варианты схем нагружения и положения ШСУ вручную, на фрезерном и токарном станках. Отмечена достаточно высокая интенсивность деформирования поверхностного слоя. Обработанная поверхность представляет систему пластических отпечатков при многократном перекрытии за счет относительного перемещения (подачи) обрабатываемой детали (образцов) и инструмента.

Цель разработки схемы передачи волн деформаций с помощью стержневого волновода — выявление возможности удаления источника виброволнового нагружения из зоны обработки с последующей его изоляцией (снижения шума) или подвода компактного инструмента волновой системы в труднодоступные места обрабатываемой детали. Схема проведения эксперимента представлена на рис. 4.

Передача виброволнового нагружения по изогнутому стержневому волноводу осуществлялась пневмоударником, в том числе в противоположном от обрабатываемой поверхности направлении, что исключало возможность перемещения стержня (волновода) за счет его деформации и зазоров (или недостаточного закрепления) в ударноволновой системе. Время ударного воздействия t = 30, 60, 120 с. Плоские образ-



Рис. 4. Схема нагружения стержневого волновода:

а – форма стержневых волноводов; б – схема нагружения; 1 – конус; 2 – образец; 3 – волновод (стержень); 4 – держатель; 5 – пневмоударник (P – сила, развиваемая держателем, F – ударно-волновое воздействие, характеризуемое амплитудой A и частотой f колебаний) Таблица 2

Средний диаметр отпечатка $d_{\rm cp}$, мм, после виброволновой обработки пластины из сплава АК-6 волноводом диаметром $d_{\rm B}=8\,$ мм и длиной $l=1000\,$ мм

Средний диаметр отпечатка <i>d</i> _{ср} после удара пневмоударником, мм				
Касание стержня	Время ударного воздействия <i>t</i> , с			
	30	60	120	
0,380	1,265	1,409	1,679	

Таблица З

Средний диаметр отпечатка $d_{\rm cp}$, мм, после виброволновой обработки пластины из сплава АК-6 волноводом диаметром $d_{\rm B}=14$ мм и длиной l=1000 мм

Средний диаметр отпечатка <i>d</i> _{ср} после удара пневмоударником, мм			
Касание	Время ударного воздействия <i>t</i> , с		
стержня	30	60	120
0,409	1,439	2,008	2,462

цы были изготовлены из стали 30ХГСА, алюминиевого сплава АК-6 и меди. Диаметр и длина стержневого волновода составляли $d_{\rm B} = 8$ и 14 мм и l = 1000 мм соответственно; материал стержня – отожженная сталь 30ХГСА. Пластические отпечатки наносились в 5 точках и по результатам измерений определялся средний диаметр отпечатков $d_{\rm cp}$.

Фиксировался также момент первичного касания элемента волновода с поверхностью образца по наличию и размерам исходного отпечатка. Измерение размеров пластических отпечатков осуществлялось с помощью бинокулярного микроскопа.

В результате эксперимента отмечено образование пластических отпечатков на поверхности образца, что является следствием прохождения волн по волноводу. В табл. 2, 3 представлены результаты измерений среднего диаметра отпечатков *d*_{ср}.

Эксперименты проводились также на стальном и медном образцах, время их обработки составляло 30 с. В результате обработки отмечены следующие диаметры образовавшихся отпечатков: стального $d_{\text{отп}} = 0.975$ мм, медного $d_{\text{отп}} = 1.040$ мм.

Проведен сравнительный эксперимент с использованием стержневых волноводов диаметрами $d_{\rm B} = 8$ и 14 мм. Отмечено увеличение $d_{\text{отп}}$ с увеличением $d_{\text{в}}$ в среднем на 45 %. В частности, для $d_{\text{в}} = 8$, 14 мм при нагружении дюралевого образца в течение $d_{\text{отп}} = 1,68$; 2,5 мм соответственно.

Наряду с использованием сплошного (цельного) волновода проведен эксперимент с применением составного волновода из двух стержней $d_{\rm B} = 14$ мм в сочетании длины и расположения: a - l = 300 мм и l = 600 мм, $\delta - l = 600$ мм и l = 300 мм. По результатам эксперимента отмечено увеличение $d_{\rm отп}$ во втором случае (виброволновое нагружение сообщалось от пневмоударника стержню l = 600 мм и от него стержню l = 300 мм). В частности, для дюралевого образца и диаметра стержней $d_{\rm B} = 14$ мм при нагружении в течение t = 120 с $d_{\rm отп}$ по схеме 300...600 мм диаметр отпечатка составил 2,1 мм, а по схеме 600...300 мм – 2,5 мм.

Произведена также первичная экспериментальная проверка передачи волн деформации через "гибкую" шариковую среду (волновод) на многоконтактную (многостержневую) систему стержней (инструмента), находящуюся в контакте с обрабатываемой поверхностью. Для эксперимента использован ШСУ с количеством стержней в пучке 18 и 40 шт. Вместо пневмоударника к бойку ШСУ подводился стержневой волновод, на другой конец которого осуществлялось нагружение пневмоударником. Методика контроля результатов эксперимента осуществлялась аналогично приведенной выше. Полученные результаты подтвердили возможность передачи волн по стержневому волноводу на многоконтактный инструмент (ШСУ). В частности, при виброволновом нагружении волновода в течение 120 с диаметр пластических отпечатков от ШСУ с пучком стержней 18 шт. составил 1,14 мм. При этом отмечено, что количество отпечатков на поверхности дюралевого образца меньше, чем количество стержней ШСУ (при количестве стержней ШСУ 18 шт. отмечено 9 шт. пластических отпечатков).

При использовании ШСУ с количеством стержней $n_{\rm ct} = 40$ диаметр отпечатков после 300 с виброволнового нагружения составил 0,5 мм.

Уменьшение $d_{\text{отп}}$ в последнем случае (по сравнению с ШСУ, имеющем 18 стержней) можно объяснить увеличением рассеяния энергии виброволнового нагружения на большее количество контактных стержней инструмента.

В процессе регистрации и измерения отпечатков, полученных на алюминиевых образцах, отмечены следующие особенности анализа результатов эксперимента: независимо от типа исследуемого волновода (прямого или изогнутого) на поверхности исследуемых образцов отмечалось не более 65 % отпечатков от количества стержней.



Рис. 5. Схема нагружения образцов в оправке: 1 – оправка; 2 – образец из стали 45; 3 – образец из стали 40XH2MA

Проведен поисковый эксперимент для изучения результатов прохождения волн сквозь пакет образцов (рис. 5). По результатам измерения (табл. 4) отмечено изменение (увеличение) микротвердости как на лицевой стороне, так и на противоположной (тыльной).

Виброволновое нагружение осуществлялось путем обработки в среде стальных шаров при амплитуде и частоте колебаний A = 2,5 мм, f = 30 Гц в течение 30 и 45 мин соответственно. Материал образцов — стали 45 и 40ХН2МА.

Выводы

1. Получено подтверждение эффективности волнового (виброволнового) воздействия на состояние материала не только на контактной (лицевой) стороне, но и на противоположной (тыльной) стороне.

2. Показаны результаты объемного проявления волновых процессов в замкнутой уплотненной среде стальных шаров, которые могут быть использованы при всесторонней обработке деталей по рассматриваемой технологической схеме нагружения.

3. Приведен пример создания инструмента для упрочняющей обработки поверхностей различной кривизны путем использования волнового нагружения шариковой среды (гибкого волновода) для передачи волн деформаций на обрабатываемую поверхность через систему инденторов (стержней).

4. Полученные результаты являются основанием для дальнейших обстоятельных исследований их оптимизации и поиска путей эффективного технологического применения.

Влияние расположения образцов в оправке
и продолжительности виброволнового воздействия
на изменение микротвердости Нµ поверхностного слоя
образцов

Таблица 4

Марка стали	Микротвердость Нµ, ПМа		Поверхность образца	Продолжи- тельность обработки, <i>t</i> , мин	
45	1543,0	1586,6	2		
	1649,8	1707,0	1	20	
40XH2MA	1582,2	1674,2	1	30	
	1622,6	1686,8	2		
45	1758,8	1817,2	2		
45	1778,2	1785,8	1	45	
40XH2MA	1653,2	1728,4	1	45	
	1671,8	1873,2	2		

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алимов О.Д., Манжосов В.К. Удар. Распространение волн деформаций в ударных системах. М.: Наука, 1985. 342 с.

2. Ахмадеев Н.Х., Нигматулин Р.И. Динамическое откольное разрушение в волнах разгрузки. М.: ДАН СССР, 1982. 1134 с.

3. Бабичев А.П., Бабичев И.А. Основы вибрационной технологии. Ростов-на-Дону: ДГТУ, 1999. 621 с.

4. Баскаков В.А. Анализ распространения и динамического воздействия ударных волн на деформируемое твердое тело: автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Чебоксары, 1991. 37 с.

5. Отделочно-упрочняющая обработка деталей многоконтактным виброударным инструментом / А.П. Бабичев и др. Ростов-на-Дону: ДГТУ, 2003. 191 с.

6. Бабичев И.А. Модель передачи ударного импульса в ШСУ // Вопросы вибрационной технологии. Ростов-на-Дону. 1991. С. 9–21.



УДК 621.7

А.С. Мерчалов (Воронежский государственный технический университет) E-mail: merch87@yandex.ru

Эффективность виброударного упрочнения с упругим креплением крупногабаритных деталей авиационного производства в близкорезонансных режимах

Приведены результаты экспериментальных исследований вибрационного воздействия на фундамент, технологической стабильности при переменной массе и энергетических затрат мотор-вибратора. Представлена схема компоновки виброупрочняющего станка для виброударного упрочнения, в которой упрочняемая деталь крепится к контейнеру упруго, что позволяет снизить вибрационное воздействие на фундамент в 2–4 раза и использовать на 40...50 % менее мощные приводы вибраторов.

Ключевые слова: близкорезонансный режим, вибрация, вибратор.

Results of experimental researches of vibrating influence on the base, technological stability are resulted at variable weight and power expenses of the motor-vibrator. The configuration scheme vibrating the strengthening machine tool for vibrating hardenings in which the strengthened detail fastens to the container is presented is elastic that allows to lower vibrating influence on the base in 2–4 times and to use on 40...50 % less powerful drives of vibrators. **Keywords:** resonant mode, vibration, vibrator.

Введение

В современном машиностроении имеется обширная номенклатура крупногабаритных деталей сложной пространственной формы, работающих в условиях знакопеременных динамических нагрузок, с ограниченным запасом прочности: панели, лонжероны, нервюры, стойки шасси и др. Проблема повышения сопротивления усталости и долговечности таких деталей решается за счет упрочнения *поверхностным пластическим деформированием* (ППД) [1]. Для виброударного упрочнения в основном применяются зарезонансные режимы работы оборудования, которые обладают высокой стабильностью колебаний, но имеют высокую энергоемкость процесса.

Постановка задачи

В авиационном производстве для обработки ППД используются установки типа ВУД-2500 с жестким креплением детали в контейнере. Они позволяют снизить шероховатость поверхности в 2–2,5 раза, создать наклеп 10...15 %, получить остаточные напряжения 500...650 МПа при времени упрочнения 45...60 мин. Однако для осуществления процесса необходима большая масса инструментальной среды, примерно 15...20 кг металлических шариков на 1 кг подвижной системы детали. При упрочнении крупногабаритных деталей масса вибрирующего контейнера доходит до 2,5...4,0 т, что требует высокой мощности привода вибратора, для ВУД-2500 приходится использовать двигатель до 75 кВт [3].

Для снижения энергетических затрат на привод целесообразно применять близкорезонансный режим работы подобного оборудования. При приближении частоты вынуждающей силы привода к собственной частоте колебаний системы происходит рост амплитуды колебаний, за счет чего возможно применение менее мощных двигателей. Однако при этом на станках с жестким креплением детали в контейнере возникает большое вибровоздействие на фундамент, что ведет к ухудшению санитарно-гигиенических условий труда в производственном цехе и качества работы остального оборудования. Помимо этого резонансные колебания обладают малой динамической устойчивостью. Переменная масса инструментальной среды, отсоединение и присоединение ее с периодическими соударениями, неточность загрузки контейнера – все это влияет на собственную частоту подвижной системы установок. Для решения этих проблем предлагается: упругое крепление детали к контейнеру, близкорезонансные режимы колебаний подвижной системы детали, зарезонансный режим подвижной системы колебаний контейнера.

Описание и характеристики оборудования и аппаратуры

Для реализации и исследования близкорезонансных режимов разработана двухмассная схема экспериментальной установки (рис. 1), в которой подвижная система 3 детали упруго закрепляется в контейнере 2 за счет установленных в противодавлении резинокордных пневмоэлементов 5 типа И-15. Кон-



Рис. 1. Расчетная схема установки ВУРТ-3М:

1 – основание; 2 – контейнер с инструментальной средой; 3 – приспособление для крепления детали; 4 – мотор-вибратор;
 5 – пневмоупругие элементы (ПУЭ); 6 – устройство поджатия ПУЭ; 7 – упругие элементы; 8 – компрессор; 9 – ресивер;
 10 – регулятор давления; 11 – система подачи воздуха; 12 – виброизмерительный прибор; 13 – переносной ПК; 14 – датчики виброускорения; 15, 16 – манометры; 17 – клапан; 18 – измерительный комплект К50

тейнер установлен на основании на мягких амортизаторах 7. Полученная система является динамически уравновешенной.

Пневмоупругие элементы оснащены клапанами 17 для подачи воздуха. На подвижной системе детали установлен дебалансный мотор-вибратор 4 модели ЭВ-320-4 с частотой вращения 1500 мин⁻¹. Для измерения колебаний использовался виброизмерительный прибор ВИ-6-5М 12 с датчиками виброускорения 14, установленными на подвижных элементах детали, контейнера, основания по координатам X и Y. Измерительный прибор с датчиками подключается к контроллеру и персональному компьютеру 13 (см. рис. 1). Установка была оснащена датчиками виброускорения,



Рис. 2. Установка ВУРТ-ЗМ:

a – общий вид: *1* – основание; *2* – контейнер; *3* – подвижная система детали; *4* – поджатие ПУЭ; *5* –подача воздуха; *6* – ПУЭ; *7* – амортизаторы контейнера; *8* – датчики виброускорения; *6* – зависимость собственной частоты ω₀ подвижной системы от давления

сигнал с которых визуализировался и записывался на ЭВМ.

Регулирование жесткости G_v пневмоупругих элементов и собственной частоты ω₀ подвижной системы детали осуществлялся ступенчато за счет поджатия пневмоупругих элементов и плавно за счет изменения давления воздуха внутри них (рис. 2, а). Применяли четыре уровня поджатия пневмоупругих элементов. Высота верхнего упругого элемента первого, второго, третьего, четвертого уровней $h_{\rm B} = 95, 78, 83, 65$ мм соответственно; нижнего $-h_{\rm H} = 85, 67, 78, 60$ мм соответственно. На каждом уровне поджатия давление менялось от 0,05 до 0,4 МПа.

Масса подвижной системы детали с вибратором $m_2 = 15,25$ кг; подвижной системы контейнера $m_1 =$ = 24,3 кг. Номинальная масса инструментальной среды $m_0 = 30$ кг. Диапазон увеличения m_0 при исследовании стабильности – 10 кг, уменьшения – 5 кг.

Графики, представленные на рис. 2, б, указывают на прямо пропорциональную зависимость собственной частоты колебаний подвижной системы детали ω₀ от давления *р* на каждом уровне поджатия пневмоупругих элементов с загрузкой контейнера инструментальной средой *m*₀. С увеличением давления поджатия пневмоупругих элементов собственная частота подвижной системы ω₀ возрастает на всех уровнях поджатия. Уровень поджатия более сложно влияет на ω₀ при постоянном давлении.

Снижение вибрационного воздействия на фундамент

При реализации резонансных режимов упрочняющего оборудования возникает значительное вибрационное воздействие на фундамент,

вследствие того, что для увеличе-

которая используется как вибро-

гаситель с зарезонансным режи-

мом колебаний [4].

элементов.

В результате реализации такой динамической схемы и ее конструктивного исполнения подвижная система детали совершает колебания с виброускорением 6...10 g, а контейнер за счет реакций перемещений жестких упругих элементов подвижной системы детали совершает менее интенсивные колебания с ускорением 3...5 g, но достаточные для придания инструментальной среде вибропластичности, подвижности, энергетических и других свойств [1]. Основание совершает менее интенсивные колебания с амплитудой 1,5...2 g.

При схеме с жестким креплением колебания с амплитудой виброускорения 6...10 g приходились бы на основание и фундамент.

При ступенчатом увеличении поджатия пневмоуп*ругих элементов* (ПЭУ) жесткость G_v повышается, амплитуда колебаний А уменьшается в связи с увеличением площади опорной поверхности резинокордной оболочки ПУЭ с опорным кольцом [1]. Амплитуда детали, контейнера и основания зависит от давления р и представлена в виде экстремальных кривых с максимумами в области резонанса.

При поджатии ПУЭ $h_{\rm B} = 95$ мм и $h_{\rm H} = 85$ мм (рис. 3, а) размах амплитуды перемещения детали увеличивается с 2,23 мм при давлении поджатия p = 0.05 МПа до 5.04 мм (максимальное значение) при p = 0.25 МПа, затем снижается до 3.2 мм при давлении 0,4 МПа. Контейнер при этом совершает менее значительные колебания, так при p = 0.25 МПа размах амплитуды колебаний контейнера составил 2,45 мм. Размах амплитуды колебаний основания при увеличении давления с 0,05 до 0,4 МПа изменялся незначительно, с 0,10 до 0,25 мм.



Рис. 3. Зависимость размаха амплитуды перемещения детали, контейнера и основания от давления р при поджатии пневмоупругих элементов: $a - h_{\rm b} = 95$ мм, $h_{\rm h} = 85$ мм; $\delta - h_{\rm b} = 78$ мм и $h_{\rm h} = 67$ мм

При поджатии ПУЭ $h_{\rm B} = 78$ мм и $h_{\rm H} = 67$ мм (рис. 3, б) размах амплитуды детали изменялся от 2,07 мм при p = 0,05 МПа до 2,1 мм при p = 0,4 МПа. Максимальное значение размаха амплитуды детали 3,5 мм отмечено при p = 0,2 МПа. Размах амплитуды колебаний контейнера изменялся с 1,65 до 2,3 мм, при этом минимальное значение размаха амплитуды контейнера отмечено при p = 0,15 МПа. Размах амплитуды контейнера отмечено при p = 0,15 МПа. Размах амплитуды колебаний основания изменялся также незначительно, от 0,2 до 0,25 МПа.

Сравнение интенсивности вибрационного воздействия на фундамент с санитарными нормами показывает, что вибрацию, возникающую при работе виброупрочняющих станков с упругим креплением детали к контейнеру, относят к общей вибрации 3-й категории типа А – технологическая вибрация, воздействующая на человека на постоянных рабочих местах производственных помещений стационарных машин. Вибрационное воздействие на человека оценивается по логарифмическому уровню виброускорения L_a , дБ, который определяется по формуле

$$L_a = 20 \, \lg \left(a \, / \, a_0 \right), \tag{1}$$

где $a = A \omega_{\text{осн}}^2$ — виброускорение основания установки:

 $a_0 = A \omega_{\pi}^2$ — пороговое (опорное) значение виброускорения ($a_0 = 1 \cdot 10^{-6}$ м/с²) [6].

При виброускорении на основание виброупрочняющего экспериментального станка в 1g логарифмический уровень виброускорения L_a не превышает 100 дБ при норме в 105 дБ [5].

Применение второй массы в виде контейнера с инструментальной средой, на который опирается основной источник вибрации, обеспечивает виброизоляцию системы, делая ее частично динамически уравновешенной. Упругие связи между контейнером и основанием в двухмассной системе применяются в качестве виброизоляторов. Пневмоупругие элементы подвижной системы детали имеют повышенную жесткость и выполняют функцию накопителя кинетической энергии движения в потенциальную, которая передается в подвижную систему контейнера.

Стабильность близкорезонансных режимов виброударного упрочнения

Близкорезонансный режим обладает пониженной стабильностью. На процесс виброударного упрочнения оказывает влияние нестабильность массы инструментальной среды, которая меняется вследствие различной загрузки контейнера, монотонного износа абразивной среды, интенсивности промывки технологической жидкостью, изменения эквивалентной массы рабочей среды за счет ее поджатия и уровня интенсивности колебаний, величины виброускорения [1].

В результате ударного взаимодействия инструментальной среды с контейнером и деталью эквивалентная масса подвижной системы $\tilde{M}(t)$ изменяется по закону [1]:

$$\widetilde{M}(t) = M_{\rm nc} + m_{\rm pc} (t)_{\Sigma} \Phi(T)_M , \qquad (2)$$

где $M_{\rm nc}$ — масса подвижной системы вибростанка; $m_{\rm pc}(t)_{\Sigma}$ — суммарное изменение эквивалентной массы инструментальной среды от промывки, износа, интенсивных колебаний и поджатия рабочей среды; $\Phi(T)_M$ — функция, учитывающая периодическое присоединение и отсоединение инструментальной среды от контейнера и детали.

Экспериментальные исследования выполнялись следующим образом. При стационарных колебаниях в контейнер к начальной номинальной массе инструментальной среды m_0 , равной 30 кг, состоящей из металлических шариков диаметром 0,5 см, шарики досыпали порциально до 40 кг и, наоборот, отсыпали до 25 кг. Частота вращения дебаланса мотор-вибратора $\omega = 157 \text{ с}^{-1}$ и давление в ПУЭ оставались постоянными. Изменения амплитуды происходили только за счет изменения массы инструментальной среды. Стабильность близко резонансных режимов обеспечивается за счет буферной кусочно-линейной характеристики упругих элементов [1].

При уменьшении массы инструментальной среды происходят рост амплитуды колебаний примерно с той же скоростью, увеличение частоты и зарезонансный режим колебаний. При ступенчатом увеличении поджатия пневмоупругих элементов амплитуда колебаний детали и контейнера уменьшается (таблица).

Анализ таблицы показывает, что система обладает необходимой стабильностью. При ступенчатом увеличении поджатия и резонансной отстройке $\omega/\omega_0 \approx 0.9$ с увеличением массы инструментальной среды амплитуда колебаний подвижной системы детали и контейнера незначительно монотонно убывает, что свидетельствует об уменьшении собственной частоты подвижной системы и переходе колебаний в дорезонансный режим. На первом уровне поджатия при p = 0.25 МПа (давление соответствует резонансной отстройке) при увеличении инструментальной массы от 30 до 40 кг амплитуда детали уменьшается с 2,1 до 1,8 мм, амплитуда контейнера – с 1,8 до 1,4 мм. При уменьшении инструментальной массы с 30 до 26 кг амплитуда детали возрастает с 2,1 до 2,4 мм, амплитуда контейнера увеличивается незначительно

	Поджатие пневмоупругих элементов, мм					
Характеристики подвижной системы	Первый уровень		Второй уровень		Третий уровень	
виброупрочняющего станка	h _B	h _H	h _B	h _H	h _B	h _H
	95	85	83	78	78	67
Давление <i>p</i> , МПа	0,28		0,20		0,80	
Амплитуда детали, мм	2,50		1,75		1,00	
Амплитуда контейнера, мм	1,40		0,85		0,70	
Фазовый угол ф между виброускорением детали и контейнера по координате x, °	174,3		199,0		207,0	
Фазовый угол ф между виброускорением детали и контейнера по координате y, °	90,0		11	4,0	10	0,4

Зависимость амплитуд колебаний от поджатия в близкорезонансном режиме

(рис. 4). На втором уровне поджатия при p = 0,2 МПа (давление соответствует резонансной отстройке) при увеличении инструментальной массы от 30 до 41 кг амплитуда детали уменьшается с 1,7 до 1,1 мм, а амплитуда контейнера — с 1,5 до 1 мм. При уменьшении инструментальной массы с 30 до 26 кг амплитуда детали возрастает с 1,7 до 2,2 мм, амплитуда контейнера с 1,5 до 1,7 мм. Для других уровней поджатий система имеет аналогичную зависимость.

Стабильность амплитуды колебаний влияет на стабильность достигаемых параметров качества поверхностного слоя: шероховатости, наклепа, остаточных напряжений и других параметров.

Для упрочнения корпусных деталей с жестким креплением к контейнеру допустимы отклонения амплитуды колебаний для соответствующих технологических показателей [1], при этом в качестве критерия технологической стабильности процесса принята динамическая устойчивость амплитуды виброперемещений подвижной системы станка:

$$\Delta A_{Rz} = \pm 10\%; \quad \Delta A_{HU} = \Delta A_{h_{HU}} = \pm 20\%; \quad (3)$$

$$\Delta A_{\sigma,0} = \pm 30\%,$$

где ΔA_{Rz} , ΔA_{HU} , $\Delta A_{\sigma_{-0}}$ — допустимое отклонение амплитуды колебаний для формирования шероховатости, наклепа, остаточных напряжений.

Стабильность амплитуды колебаний подвижной системы детали влияет на скорость и энергию периодических соударений, стабильность амплитуды колебаний контейнера влияет на динамику движения инструментальной среды.

При частоте мотор-вибратора $\omega = 157 \text{ c}^{-1} = \text{const}$ амплитуда перемещения возрастает. При $\omega > \omega_0$ — режим колебаний зарезонансный; при $\omega = \omega_0$ — резонансный, наблюдается экстремум амплитуды колебаний, амплитуда колебаний уменьшается при $\omega < \omega_0$ —





Рис. 5. Зависимость размаха амплитуды колебаний детали и контейнера без инструментальной среды и со средой от давления при постоянном поджатии ПУЭ $h_{\rm B} = 95$ мм, $h_{\rm H} = 85$ мм: I — зарезонансный режим; II — дорезонансный

дорезонансный режим колебаний. При увеличении массы инструментальной среды амплитуда уменьшается (рис. 5).

Амплитуда перемещения приведена как среднеквадратичный показатель для вертикальной X и горизонтальной составляющей Y колебаний:

$$A = \sqrt{X^2 + Y^2} \quad . \tag{4}$$

Потребляемая мощность привода мотор-вибратора

Близкорезонансный режим характеризуется более высоким значением амплитуды виброускорения







 $A\omega^2$, а также снижением затрат мощности по отношению к единице амплитуды колебаний (см. рис. 5). При переходе оборудования из одного режима в другой, из зарезонансного в дорезонансный и непосредственно через резонансную область изменяется потребляемая мощность привода.

Для замера мощности вибратора ЭВ320-4 экспериментального станка подключался универсальный измерительный комплект К50 (см. рис. 1, поз. 18), состоящий из амперметра, вольтметра, ваттметра и набора регулировок. Для анализа затрат мощности при работе станка в различных режимах необходимо перевести полученные данные как отношение мощности к единице амплитуды.

В области резонанса мощность *W*, затрачиваемая на единицу амплитуды колебаний, на 35...40 % меньше, чем в до- и зарезонансной областях (рис. 6).

Выводы

Компоновка виброустановки с упругим креплением детали к контейнеру и близкорезонансным режимом работы позволяет снизить вибрацию на фундамент в 2–4 раза, что существенно повысит экологию на производстве; применение пневмоупругих элементов с буферной кусочно-линейной характеристикой жесткости обеспечивает требуемую стабильность режима колебаний; позволяет экономить до 40 % электроэнергии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Копылов Ю.Р. Виброударное упрочнение. Воронеж: Воронежский институт МВД России, 1999. 386 с.

Вибрации в технике: справочник. В 6 т.
 Т. 4. Вибрационные процессы и машины / Γ.Γ. Азбель и др.; под ред. Э.Э. Лавендела.
 М.: Машиностроение, 1981. 509 с.

3. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка поверхностным пластическим деформированием: справочник. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

4. **Крюков Б.И.** Динамика вибрационных машин резонансного типа. Киев: Наукова думка, 1967. 267 с.

5. Санитарные нормы: СН 2.2.4 / 2.1.8.566-96. Производственная вибрация, вибрация в помещениях жилых и общественных зданий. М.: Информационно-издательский центр, 1997. 12 с.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793.79

С.Н. Власов, С.В. Сизов, В.П. Табаков (Димитроградский инженерно-технологический институт НИЯУ МИФИ) E-mail: wlasow-stas@mail.ru

Моделирование воздействия импульсного лазерного излучения на многослойное покрытие

Представлены результаты моделирования воздействия лазерного излучения на многослойную инструментальную композицию. Описана разработанная математическая модель распространения тепла в многослойном теле, позволяющая произвести относительно простую численную обработку данных. Предложены режимы комбинированной упрочняющей обработки режущего инструмента с использованием лазерного излучения.

Ключевые слова: режущий инструмент, износостойкое покрытие, комбинированная обработка, лазерное излучение, плотность мощности, математическая модель, теплофизические характеристики.

The results of modeling the effect of laser radiation on a multi-layer instrumental composition. The developed mathematical model of heat distribution in multi-layer body, which allows to produce a relatively simple numerical data processing. Proposed hardening treatment regimens combined cutting tool using laser radiation.

Keywords: cutting tools, wear resistant coating, combined treatment, the laser power density, the mathematical model, thermal characteristics.

Повышение работоспособности режущего инструмента — одна из актуальных проблем машиностроения. Интенсификация производства, повышение качества выпускаемой продукции, внедрение новых технологических процессов требуют широкого использования в промышленности автоматизированного станочного оборудования, высокая производительность которого может быть достигнута только при наличии инструмента высочайшего качества.

Наиболее перспективным в этом отношении является метод повышения стойкости режущего инструмента из быстрорежущих сталей и твердых сплавов за счет нанесения одно- и многослойных износостойких покрытий на основе карбидов, нитридов и карбонитридов тугоплавких материалов [1, 2]. В отечественной промышленности наибольшее распространение получил метод конденсации вещества из плазменной фазы с ионной бомбардировкой (КИБ), позволяющий увеличить период стойкости режущих инструментов в 1,5–3 раза в зависимости от состава и структуры покрытий и режимов резания.

В настоящее время довольно широко исследованы области эффективного использования режущего инструмента с износостойкими покрытиями КИБ при токарной и фрезерной обработке, разработаны различные композиции как однослойных, так и многослойных покрытий различного состава, а также научные принципы их построения [2, 3]. Еще более эффективны многослойные покрытия, включающие слои различного функционального назначения [4].

Несмотря на заметное повышение периода стойкости режущих инструментов, в ряде случаев эффективность применения таких покрытий оказывается недостаточной. Дополнительного увеличения периода стойкости можно достичь путем обработки износостойких покрытий источниками высоких энергий.

В отечественном инструментальном производстве и за рубежом широко применяются различные методы повышения износостойкости режущего инструмента путем обработки контактных площадок пучками высоких энергий: радиоактивным, лазерным излучениями, ионным насыщением поверхностей различными элементами с целью образования на поверхности слоя карбидов или нитридов различных элементов и пр. [3].

При использовании лазерного излучения режимы обработки можно определить на основе анализа зоны термического влияния. Однако локальность и высокая скорость распространения теплоты при лазерной





x, y — координаты прямоугольной системы отсчета; Q — количество единиц тепла, выделившееся мгновенно в точке с координатой ξ в момент t = 0; λ_S — коэффициент теплопроводности тела

обработке осложняет математическое описание процесса, особенно применительно к сложным многослойным покрытиям. В аналогичных работах, в частности [6], математические модели получаются достаточно громоздкими, что затрудняет получение решения в формализованном виде. В статье сделана попытка описать воздействие лазерного излучения на многослойную композицию и получить функциоТогда начальная температура стержня будет равна

$$T(x, 0) = \begin{cases} 0; & -\infty < x < \xi - \delta \\ \frac{Q}{2\delta c\rho}; & \xi - \delta < x < \xi + \delta \\ 0; & \xi + \delta < x < \infty, \end{cases}$$
(1)

где *с* – теплоемкость тела;

 ρ – плотность тела;

 δ – элементарная малая величина приращения координаты *x*.

Решаем задачу:

$$T_t = \alpha T_{xx} \qquad -\infty < x < \infty; \qquad 0 < t < \infty.$$
(2)

$$T(x, 0) = f(x) \qquad -\infty < x < \infty, \qquad (3)$$

где а - коэффициент температуропроводности.

Умножим обе части уравнения (2) на выражение

 $\frac{1}{\sqrt{2\pi}}e^{-ik\xi}$ (где ξ – переменная, соответствующая ко-

ординате точки, в которой выделилось количество теплоты Q, k - число) и проинтегрируем по ξ от $-\infty$ до $+\infty$, предполагая, что функция T и ее производные достаточно быстро стремятся к нулю при $\xi \to \pm \infty$ (условие сходимости). Применяя интегрирование по частям, получим

$$\frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{\partial T}{\partial t} e^{-ik\xi} d\xi = \frac{\partial}{\partial t} \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} T e^{-ik\xi} d\xi = \alpha \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{\partial^2 T}{\partial \xi^2} e^{ik\xi} d\xi =$$

$$= \alpha \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \frac{\partial T}{\partial \xi} e^{-ik\xi} \Big|_{\xi=-\infty}^{\xi=+\infty} + \alpha \frac{1}{\sqrt{2\pi}} ikT e^{-ik\xi} \Big|_{\xi=-\infty}^{\xi=+\infty} - \alpha k^2 \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} T e^{-ik\xi} d\xi = -\alpha k^2 \overline{T}(k, t).$$
(4)

нальные зависимости, позволяющие выполнить относительно простую численную обработку входных данных.

Структуру зоны термического влияния в результате воздействия лазерного излучения на поверхность можно исследовать, рассматривая лазерную обработку как тепловое воздействие лазерного излучения на многослойную композицию.

В работе приведено математическое описание процесса распространения теплоты в результате обработки *n*-слойной инструментальной композиции поверхностным источником тепла.

Определим температуру пластины, если в начальный момент времени t = 0 выделилось мгновенно Qединиц теплоты (рис. 1).

Предположим, что количество теплоты Q, мгновенно выделившееся в точке с координатой ξ в момент t = 0, мгновенно и равномерно распределяется по малому интервалу $(\xi - \delta, \xi + \delta)$. Упрощая равенство (4), получим

$$\frac{d\overline{T}}{dt} + \alpha k^2 \,\overline{T} = 0 \,. \tag{5}$$

Из нижеприведенного равенства

$$\overline{T}(k,t) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} T(\xi,t) e^{-ik\xi} d\xi$$
(6)

при t = 0 получим

$$\overline{T}(k, 0) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} T(\xi 0) e^{-ik\xi} d\xi =$$

$$= \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(\xi) e^{-ik\xi} d\xi = \overline{f}(k).$$
(7)

Решение уравнения (5) при начальном условии (7) имеет вид

$$\overline{T}(k,t) = \overline{f}(k) e^{-\alpha k^2 t}.$$
(8)

Применяя обратное преобразование Фурье, получим

$$\overline{T}(x,t) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} \overline{T}(k,t) e^{-ikx} dk =$$

$$= \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(\xi) d(\xi) \int_{-\infty}^{+\infty} e^{-\alpha k^2 t} e^{ik(x-\xi)} dk =$$

$$= \frac{1}{\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} f(\xi) d(\xi) \int_{-\infty}^{+\infty} e^{-\alpha k^2 t} \cos(k(x-\xi)) dk =$$
(9)
$$= \frac{1}{\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} f(\xi) d(\xi) \int_{-\infty}^{+\infty} e^{-\alpha k^2 t} \cos(k(x-\xi)) dk =$$

$$= \frac{1}{2\sqrt{\pi \alpha t}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(\xi) e^{-\frac{(x-\xi)^2}{4\alpha t}} d\xi.$$

В выражении (9) учтено, что

$$\int_{0}^{+\infty} e^{-\alpha k^{2}} \cos\beta k \, dk = \frac{\sqrt{\pi}}{2\sqrt{\alpha}} e^{-\frac{\beta^{2}}{4\alpha}} , \qquad (10)$$

где β – число.

В полученном решении (9), полагая $\delta \rightarrow 0$ и считая в первом приближении начальное распределение температур в окрестности точки с координатой ξ равномерным, получим следующее значение функции мгновенного источника:

$$G(x, \xi, t) = \frac{1}{2\sqrt{\pi \alpha t}} e^{-\frac{(x-\xi)^2}{4 \alpha t}},$$
 (11)

где $G(x, \xi, t) - функция мгновенного источника;$

 $\alpha-$ коэффициент температуропроводности, который определяется выражением

$$\alpha = \frac{\lambda}{c \rho},$$

где λ – коэффициент теплопроводности.

В случае конвективного теплообмена с окружающей средой (температура окружающей среды равна нулю)

$$G(x, \xi, t) = \frac{e^{-ht}}{2\sqrt{\pi\alpha t}} e^{-\frac{(x-\xi)^2}{4\alpha t}},$$
 (12)

где *h* – коэффициент теплообмена.

Учитывая это, распределение температур (9) с учетом вновь введенной функции мгновенного точечного источника $G(x, \xi, t)$ примет вид

$$T(x, t) = \int_{0}^{t} G(x, \xi, t) f(\xi) d\xi.$$
(13)

Совершая предельный переход, бесконечно приближаясь к точке ξ , получим

$$T(x, t) = G(x, \xi, t) \frac{Q}{c\rho}.$$
 (14)

Совместно решая уравнения (11) и (14), можно получить решение задачи теплопроводности в виде распределения температур в результате энергетического воздействия мгновенного источника $G(x, \xi, t)$.

Учитывая малую толщину слоев многослойного покрытия по сравнению с их протяженностью и размером мгновенного источника, а также крайне малое термическое сопротивление между слоями (по причине их адгезионной связи), при определении величин приведенных коэффициентов теплопроводности и теплоемкости инструментальной основы и многослойного покрытия считаем, что плоскости слоев покрытия являются изотермическими поверхностями (рис. 2).

В этом случае через каждый слой многослойного покрытия будет проходить одно и то же количество



Рис. 2. Схема определения приведенного коэффициента теплопроводности и теплоемкости

теплоты Q, отнесенное к единице площади пластины и к единице времени. Это количество определяется уравнением

$$Q = -\lambda_1 \frac{T_0 - T_1}{\delta_1} = -\lambda_2 \frac{T_1 - T_2}{\delta_2} = \dots = -\lambda_n \frac{T_{n-1} - T_n}{\delta_n}, (15)$$

где λ_i — коэффициент теплопроводности слоя с номером *i*;

 δ_i – толщина слоя с номером *i*;

n – число слоев.

Из уравнения (15) следует

$$T_0 - T_1 = -Q \frac{\delta_1}{\lambda_1};$$

$$T_1 - T_2 = -Q \frac{\delta_2}{\lambda_2}; \quad \dots \quad T_{n-1} - T_n = -Q \frac{\delta_n}{\lambda_{1n}}.$$

После суммирования получим

$$T_0 - T_n = -Q\left(\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{\delta_n}{\lambda_{1n}}\right).$$
 (16)

При одной и той же разности температур рассматриваемое многослойное покрытие эквивалентно сплошному модельному телу, через которое проходит то же количество теплоты Q, равное

$$Q = -\lambda_s \ \frac{T_0 - T_1}{\Delta} \,. \tag{17}$$

Сопоставляя уравнения (16) и (17), получим выражение для определения приведенного коэффициента теплопроводности

$$\lambda_s = \frac{\Delta}{\delta_1 / \lambda_1 + \delta_2 / \lambda_2 + \dots + \delta_n / \lambda_n} \,. \tag{18}$$

Для определения приведенного коэффициента теплоемкости необходимо учитывать, что теплоемкость характеризует способность материала аккумулировать тепловую энергию.

При выделении в объеме многослойного покрытия некоторого количества тепла Q температура покрытия возрастет на величину ΔT . Тогда удельная теплоемкость c_1 (количество тепла, которое необходимо передать 1 кг данного материала, чтобы повысить его температуру на 1 °C) первого слоя покрытия будет равна:

$$c_1 = \frac{Q_1}{m_1 \Delta T} = \frac{Q_1}{S \,\delta_1 \,\rho_1 \,\Delta T} \,, \tag{19}$$

где δ_1 и ρ_1 — толщина и плотность первого слоя покрытия соответственно;

S – площадь поверхности тела;

 Q_1 — количество теплоты, выделившееся в первом слое.

Тогда коэффициент теплоемкости для *i*-го слоя можно определить по аналогии как

$$c_i = \frac{Q_i}{S \,\delta_i \,\rho_i \,\Delta T} \,. \tag{20}$$

Для некоторого модельного тела, температура которого при выделении в его объеме количества тепла Q возросла тоже на ΔT , можно записать:

$$c_{\rm np} = \frac{Q}{S \,\Delta \rho_{\rm np} \,\Delta T} \,. \tag{21}$$

С учетом закона сохранения энергии

$$Q = \sum_{i=1}^{n} Q_i \quad , \tag{22}$$

ИЛИ

$$c_{\rm np} S \Delta \rho_{\rm np} \Delta T = \sum_{i=1}^{n} c_i S \delta_i \rho_i \Delta T.$$
 (23)

После сокращения получаем

$$c_{\rm np} = \frac{\sum_{i=1}^{n} c_i \,\delta_i \,\rho_i}{\Delta \rho_{\rm np}} \,, \tag{24}$$

где $\rho_{np}-$ плотность модельного (заменяющего) тела.

В результате анализа полученной математической модели установлено, что изменение теплофизических характеристик слоев существенно сказывается на распределении температур композиции. Однако с увеличением количества слоев влияние теплофизических характеристик каждого слоя на распределение температур композиции становится все менее значительным. Направленно выбирая теплофизические характеристики материалов слоев, можно управлять формированием изотерм в объеме всей композиции.

Используя разработанную математическую модель, можно определить энергетические характеристики импульсного лазерного излучения, обеспечивающие необходимые требования к зоне упрочнения. Для инструмента из быстрорежущей стали энергия лазерного импульса должна обеспечивать максимальные размеры зоны закалки при отсутствии оплавленных участков, а при обработке инструмента из твердого сплава необходимо установить ограничение по температуре, при которой начинается разрушение материала связующей фазы.

В качестве примера на рис. 3 приведены графики изменения температуры в инструментальной основе и на ее границе с однослойным покрытием. Как видно, для быстрорежущего инструмента с однослойным покрытием TiN плотность мощности лазерного излучения должна быть равной 38 кВт/см² (при превышении этой величины наблюдается интенсивное разру-



Рис. 3. Влияние плотности мощности лазерного излучения *q* на температуру *T* в инструментальной основе и на ее границе с однослойным покрытием (толщина покрытий 6 мкм, $\tau_{\mu} = 4$ мс):

a – быстрорежущая основа P6M5; δ – твердосплавная основа MK8: 1 – на глубине 6 мкм; 2 – TiN; 3 – TiZrN; 4 – TiZrCN

шение связи покрытие—основа ввиду того, что температура на границе раздела покрытие—основа превышает температуру плавления основы), с покрытием (Ti, Zr)N – 37 кВт/см², с покрытием (Ti, Zr)CN – 39 кВт/см²; для твердосплавного с покрытием TiN – 32 кВт/см², с покрытием (Ti, Zr)N – 31 кВт/см², с покрытием (Ti, Zr)CN – 33,8 кВт/см².

На рис. 4 представлены зависимости температуры в твердосплавной основе и на ее границе с многослойным покрытием. Установлено, что плотность мощности лазерного излучения для инструмента из твердого сплава MK8 с двухслойным покрытием TiZrN-TiN плотность мощности лазерного излучения должна быть равной 31,3 кВт/см², с покрытием TiN-TiZrN – 32,5 кВт/см², с покрытием TiCN-TiN – 34 кВт/см².



Рис. 4. Влияние плотности мощности лазерного излучения на температуру в твердосплавной основе МК8 и на ее границе с многослойным покрытием:

1 – основа (на глубине 6 мкм); 2 – TiN–TiZrN; 3 – TiZrN–TiN; 4 – TiCN–TiN; толщина покрытий 6 мкм, $\tau_{\mu} = 4$ мс

Результаты расчета показывают, что плотность мощности лазерного излучения для обработки режущего инструмента с многослойным покрытием в зависимости от состава, структуры и толщины покрытия, материала основы варьируется в пределах 25 % около значения, соответствующего уровню плотности мощности для однослойного покрытия TiN такой же толщины.

Таким образом, представленная математическая модель позволяет теоретически оценить параметры импульсной лазерной обработки, обеспечивающие необходимые свойства режущих инструментов из быстрорежущей стали и твердого сплава с износостойкими покрытиями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.

2. Износостойкие ионно-плазменные покрытия режущего инструмента и технологии их нанесения / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Технология машиностроения. 2007. № 1. С. 22–28.

3. Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П. Методологические принципы создания функциональных покрытий нового поколения для применения в инструментальном производстве // Справочник. Инженерный журнал. 2011. № 12. С. 13–22.

4. **Многослойные** износостойкие покрытия режущего инструмента на основе модифицированного нитрида титана / В.П. Табаков, А.В. Чихранов, М.Ю. Смирнов, М.А. Осипов // Технология машиностроения. 2012. № 12. С. 20–24.

5. Табаков В.П., Власов С.Н. Комбинированная упрочняющая обработка режущего инструмента. Димитровград: ДИТУД, 2003. 124 с.

6. Табаков В.П., Власов С.Н., Романов А.А. Моделирование воздействия лазерного излучения на многослойную композицию // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 12. С. 45–48.

УДК 621.762: 9.048

В.Н. Гадалов, С.В. Сафонов, Е.Ф. Романенко (Юго-Западный государственный университет, г. Курск) E-mail: Gadalov-VN@yandex.ru

Повышение износостойкости порошкового титанового сплава ТЮ7М2Ф2Ц2 электроискровым легированием сплавом ПГ-10H-01

Представлены результаты исследований повышения износостойкости и коррозионной стойкости порошкового термообработанного титанового сплава ТЮ7М2Ф2Ц2 с защитным покрытием из порошкового сплава ПГ-10Н-01, полученным методом электроискрового легирования.

Ключевые слова: работоспособность, коррозионная стойкость, титановый сплав, электроискровое легирование.

Results of researches of increase of wear resistance and corrosion resistance of the powder thermoprocessed titanic alloy of TYU7M2F2TS2 with a sheeting from a powder alloy are presented to PG-10N-01 received by a method of an electrospark alloying.

Keywords: working capacity, corrosion resistance, titanic alloy, electrospark alloying.

Современная промышленность испытывает возрастающую потребность в материалах с заранее заданными свойствами. В значительной мере это относится к композиционным материалам с металлической порошковой матрицей с нанесенными на нее покрытиями. Интерес к ним обусловлен повышенной износостойкостью, низким коэффициентом трения и возможностью придания ряда других необходимых эксплуатационных свойств.

В общей проблеме надежности и долговечности машин и механизмов одно из главных мест принадлежит вопросам трения и износа. Особенно этот вопрос важен для титана. Титан при трении склонен к схватыванию и образованию задиров, что обуславливает высокий коэффициент трения и большой износ, высокий износ титана объясняется прочностью естественных его оксидных пленок, а также высокой ползучестью [1].

Известные способы повышения износостойкости титана сводятся, главным образом, к повышению его твердости [2], что достигается химико-термической обработкой поверхности слоев либо введением в материал легирующих элементов и твердых включений. Известен метод повышения твердости титановых изделий путем образования на их поверхности слоя бета-титан-хромистого сплава [3]. Покрытие получают нанесением на поверхность изделия хрома толщиной ~0,01 мм и последующим диффузионным отжигом до полной диффузии хрома в основу. Данный метод имеет известные недостатки. Износостойкие слои высокой твердости, получаемые при ХТО, обычно составляют несколько мкм и при трении быстро изнашиваются. Высокая хрупкость твердых слоев не допускает применения больших нагрузок при трении.

Введение в титан легирующих элементов и повышение за счет легирования твердости в пределах 32...41 HRC почти не влияет на улучшение его износостойкости. Среди серийных литых титановых сплавов нет материала, который удовлетворял бы требованиям повышенной износостойкости.

К настоящему времени созданы износостойкие титановые порошковые материалы путем введения противозадирных добавок (твердых включений) и обеспечения режимов изготовления материала, при котором исключается или ограничивается взаимодействие вводимых включений с титаном. Известен патент [4] на износостойкий титановый материал, содержащий 10...60 % мас. твердого вещества и 40...90 % мас. титана или титанового сплава, обладающего твердостью выше 50 HRC, предпочтительно 60...70 HRC. Под твердым веществом понимаются карбиды, нитриды, бориды, оксиды металлов.

Твердое вещество должно повышать износостойкость и твердость титанового сплава, но не должно реагировать при спекании с титаном и легирующими элементами сплава. Изготовление титанового сплава осуществляется прессованием смеси титана (или его сплава) и твердого вещества, спеканием прессовок в вакууме. Высокая твердость данного материала определяет область его применения как твердого сплава. На Украине разработаны порошковые износостойкие титановые материалы конструкционного назначения ИТ20 и ИТ16М с повышенной прочностью (450...550)–(500...550) МПа и удовлетворительной ударной вязкостью (70...80)–(90...110) кДж/м². Материалы получали из шихты на основе порошка титана методом однократного холодного прессования и спекания в вакууме. При последующей дополнительной обработке спеченных заготовок давлением (гидроэкстузией, горячей штамповкой) могут быть получены более высокие механические свойства.

Характерной особенностью данных материалов является невысокая твердость (180...220 НВ) наряду с высокой их износостойкостью при работе в паре с более твердыми материалами. Исходя из вышеизложенного и предварительных собственных исследований в основу создания порошкового титанового сплава нами положен принцип повышения износостойкости материала, заключающийся в введении легирующих элементов, не оказывающих отрицательного влияния на прочность и пластичность титана и повышающих износостойкость материала в результате образования при трении оксидных пленок, предотвращающих схватывание трущихся поверхностей. Основным требованием к легирующему элементу является высокое сродство его к кислороду (по значению близкое сродству титана к кислороду), что необходимо для участия легирующего элемента в образовании оксидных пленок при трении с целью изменения состава, а следовательно, и свойств хрупких естественных оксидных пленок на титановых поверхностях. Такими легирующими элементами являются Mo, V, Cr, Zr и Al. Введение молибдена в титановый сплав сопровождается образованием при трении оксидов и гидрооксидов молибдена, обеспечивающих повышенную износостойкость материала при повышенных температуpax [5].

Участие хрома в формировании вторичных структур при трении титанового сплава описано в [6].

Ванадий, являясь, как и Мо, Fe, Cr β-стабилизатором, понижает температуру аллотропического превращения, расширяет область β-фазы, а алюминий, повышая соответствующую температуру, расширяет область α-фазы, образует α-твердый раствор алю-

миния в Ti_{α} . Роль циркония как нейтрального упрочнителя сводится к модифицирующему воздействию при переплавке сплавов: взаимодействуя с остаточным кислородом, Zr при спекании образует оксид ZrO₂, что улучшает жаропрочные свойства, одновременно уменьшая пластичность. Такое действие оксидов, вероятно, связано со стабилизирующим влиянием кислорода и металла оксидов на α -фазу, которая является более жаростойкой и термически стабильной, но хрупкой.

В предотвращении схватывания трущейся пары при увеличении давления возрастает роль оксидных пленок в узком поверхностном слое. Исходной композицией для холодного прессования и последующего спекания служила шихта следующего химического состава (Al 5,5...7,0; Zr 1,4...2,5; Mo 0,5...1,8; V 0,8...2,3; Ті-остальное, % мас.).

Размер частиц порошка составлял 0,5...3,0 мкм. После прессования порошка при оптимизированном режиме [7]: давление 1200 МПа, спекание при температуре 1523 К в течение 3 ч в вакууме 0,0133 Па с последующей термической обработкой (отжиг при 723...823 К 1,5 ч, охлаждение с печью до комнатной температуры), сплав имеет следующие механические свойства при комнатной температуре: $\sigma_{\rm B} = 1460$ МПа, $\delta = 12 \%$, $\psi = 28 \%$ и относительную плотность 98...99,6 %, что позволяет использовать его для специзделий в различных отраслях машиностроения. Микроструктура сплава после спекания представлена на рис. 1.

В соответствии с принятыми стандартами спеченный титановый сплав данного химического состава маркируется как сплав типа ТЮ7М2Ф2Ц2.

Режимы термических обработок титановых сплавов как компактных, так и спеченных разработаны в основном на эмпирической основе. При проведении термической обработки спеченного материала преследуют две цели: снятие внутренних напряжений (особенно в деталях с толстым сечением) и создание микроструктур с повышенными свойствами по сравнению с исходными микроструктурами.

Исходя из общих принципов термической обработки титановых сплавов для спеченного сплава ТЮ7М2Ф2Ц2 был принят следующий режим термической обработки: отжиг при 723...823 К в течение



Рис. 1. Фрагменты микроструктуры центральных участков сплава ТЮ7М2Ф2Ц2, ×500

Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 12

1...1,5 ч и охлаждение с печью до комнатной температуры.

Структура спеченного сплава после такой термообработки представлена мартенситной α -фазой и ω -фазами с размером областей когерентного рассеяния от 300 до 600 Å.

В то же время спеченный термообработанный титановый сплав ТЮ7М2Ф2Ц2 имеет ряд недостатков: пористость, составляющую 0,2...0,4 %, низкую шероховатость (Ra 3,7...6,2 мкм) и склонен к "налипанию" при трении, что требует нанесения "гибридных" покрытий [8, 9].

Как показано в работе [8], использование для электроискрового легирования (ЭИЛ) самофлюсующихся сплавов на никельхромовой основе типа $NiCr_{17}Si_3B_3C$ позволяет получать покрытия, представляющие белый нетравящийся слой переменной толщины. Сформированный слой имеет мелкокристаллическую структуру, сложную и неоднородную по составу, содержащую метастабильную аморфную и кристаллическую фазы и обладающую повышенными износом и коррозионностойкими свойствами.

В работе на установке "ЭЛФА-541" на порошковый термообработанный титановый сплав ТЮ7М2Ф2Ц2 было нанесено покрытие из порошкового сплава ПГ-10H-01 с никельхромовой матрицей следующего состава: 14,0...20,0 Cr; 2,8...4,2 B; 0,6...1,0 C; 4,0...4,5 Si; 3,0...7,0 Fe; Ni – остальное, % мас.

Электроискровое покрытие наносилось при оптимизированном режиме, обеспечивающем наилучшие эксплуатационные характеристики, высокое качество поверхности покрытия (Ra = 0,5...0,8 мкм с пористостью 1...3 %) и достаточную производительность процесса. Оптимизация процесса локального электроискрового нанесения (ЛЭН) покрытия по шероховатости от режима апробирована в работе [10].

Как известно, ЭИЛ проводится при переносе электрической искрой материала анода (легирующий электрод) на катод (легируемая деталь). Частицы материала анода расплавляются в зоне действия электрического разряда и, растекаясь, свариваются с материалом катода. Ряд единичных циклов позволяет получить сплошные покрытия переменной толщины 5...60 мкм. Электроискровое покрытие формируется в результате импульсного воздействия высококонцентрированного источника энергии и зависит от емкости (С) накопительных конденсаторов установки "ЭЛФА-541". Нанесенной на рабочую поверхность детали электроискровой слой имеет более прочную связь с основой, если его образование сопровождается химическими и диффузионными процессами. Химическая адгезия напрямую связана с температурой плазмы (T_{nn} , °C), образующейся в межэлектродном пространстве, и зависит от емкости конденсаторов, при этом температура плазмы приближенно рассчитывается по формуле $T_{nn} = 7200 + 450 \sqrt[3]{C}$. Кроме того, наносимый материал и упрочняемый материал испытывают ударное воздействие.

Цикл нанесения единичной порции расплава при ЭИЛ длится менее 10 мс. За это время происходят разогрев, расплавление и затвердевание наносимого материала. Поскольку толщина слоя расплава на поверхности обычно массивной упрочняемой детали или инструмента при этом не превышает 50 мкм, скорость охлаждения его больше 10⁵ К/с. Эти условия, а также технологические параметры процесса ЭИЛ должны положительно сказаться на образовании микрокристаллической структуры. Это позволяет использовать электрофизические технологии для получения электроискровых слоев с микрокристаллическим строением, содержащих метастабильные кристаллическую и аморфную фазы.

Отличительной особенностью электроискровых покрытий с метастабильными фазами является повышенная химическая неоднородность. Наличие и специфический характер распределения микроликваций, метастабильных и аморфных фаз, их соотношение, форма и размер оказывают влияние на физико-механические свойства и эксплуатационные характеристики электроискровых покрытий, а в ряде случаев обеспечивают более высокие значения этих параметров по сравнению с аналогичными по структуре объектами, получаемыми традиционными способами закалки из жидкого состояния.

В современных металлофизике и металловедении быстрое развитие получило научное направление, связанное с изучением эффектов неравновесного затвердевания металлических сплавов в условиях высоких и сверхвысоких скоростей охлаждения расплавов. Накопление обширного статистического материала позволило определить условия формирования аморфных структур и установить закономерности их образования. Совершенствование оборудования и технологии получения быстро охлажденных сплавов позволили обнаружить ряд эффектов, связанных с разным изменением структуры и свойств нанокристаллических материалов.

Металлографическими исследованиями установлено, что на поверхности порошкового титанового сплава формируется слой толщиной 60...80 мкм с микротвердостью 11 800...12 200 МПа. Электроискровое покрытие слоистого строения имеет микрокристаллическую структуру и белые не травящиеся прослойки (рис. 2).



Рис. 2. Микроструктуры косых срезов (a, δ , e) поверхностного слоя, и поверхность композита (c) (порошковый титановый сплав ТЮ7М2Ф2Ц2 с покрытием, полученным методом ЛЭН, из сплава ПГ-10Н-01) при разных увеличениях: $a - (\times 300 \times 4); \delta - (\times 600 \times 2); e - (\times 800 \times 2); c - \times 400$

Микроструктура покрытий из порошка ПГ-10Н-01 состоит из твердого раствора на основе никеля (γ -фаза) и эвтектической смеси γ' -фазы с боридами никеля Ni₃B, Ni₂B, NiB, хрома CrB, силицида никеля Ni₂Si₅ и карбидов хрома Cr₇C₃, Cr₂₃C₆ с пористостью 2...3 %. Твердый раствор на основе никеля неоднороден по составу. В нем есть участки метастабильного раствора, пересыщенного бором, и раствор с ликвациями растворенного хрома и железа. Пересыщенный твердый раствор при нагреве распадается с выделением дополнительного количества NiB.

Используя метод косых рентгеновских съемок, выявлено на поверхности покрытия, полученного методом ЛЭН, присутствие аморфной составляющей. На рентгенограммах полученных покрытий (Fe K_{α} -излучение) на фоне размытых диффузионных максимумов интенсивности рассеяния рентгеновских лучей наблюдаются дифракционные отражения, соответствующие кристаллическим фазам (рис. 3, *a*).

Присутствие аморфных фаз подтверждается методом просвечивающейся электронной микроскопии, так на отдельных микродифракционных картинах от тонких фольг, полученных электрохимической полировкой, отсутствуют четкие дифракционные максимумы. Наблюдается лишь достаточно интенсивное размытое кольцо вокруг неотклоненного пучка электронов, а также второе и третье, еще более размытые кольца значительно меньшей интенсивности, что характерно для аморфных материалов (рис. 3, δ).

Количественной электронной микроскопией "белых слоев" после полного химического растворения спеченного титанового сплава и частичного растравливания слоя установлено, что аморфные области имеют диаметры 1,5...3,2 мкм, внутри которых располагаются кристаллы размером (0,08...0,12) – (0,28...0,33) мкм преимущественно шаровидной формы. Вышеуказанное дает основание предполагать, что частичная кристаллизация аморфной фазы происходит непосредственно в процессе ЭИЛ за счет многократных термических воздействий при каждом элементарном акте переноса электродного материала. Количество аморфной фазы в слое колеблется в пределах 9...12 %.

Формирующаяся аморфоподобная структура границ зерна образуется благодаря аморфизирующему влиянию кремния.

При отжигах в интервале температур 250...750 °С через каждые 50 °С в течение 20 мин установле-





6)

Рис. 3. Электронограммы, полученные методом ЛЭН в покрытии ПГ-10H-01:

а – от кристаллической фазы; *б* – от аморфной фазы



Рис. 4. Зависимость плотности тока пассивации (i_{nac}) – кривая *1* и стационарного потенциала (ψ_{cr}) – кривая *2* от температуры отжига

но, что пересыщенный твердый раствор при нагреве распадается с выделением дополнительного количества борида NiB (о чем было сказано выше), который также распадается при дальнейшем нагреве. Калориметрическими исследованиями установлено, что распад завершается в интервале температур 400...450 °C, а растворение избыточной фазы происходит при температурах выше 520 °C, также установлено, что мелкокристаллическое строение электроискровых покрытий сохраняется после длительных высокотемпературных отжигов. Так, после отжига при 750 °C (4 ч) металлографическими исследованиями была выявлена структура с размером зерна белых слоев 0,31...0,52 мкм.

Однако свойства композита, в частности его коррозионные характеристики, меняются при более низких температурах, что связано с распадом метастабильных фаз. Коррозионные исследования покрытий на различных подложках и, в частности, на порошковом титановом сплаве изучались потенциодинамическим методом. Снимались анодные и катодные поляризационные кривые на потенциостате П5827М.

Установлено, что распад метастабильных фаз сопровождается повышением плотности тока пассивации $i_{\text{пас}}$ и смещением в положительную область стационарного потенциала $\varphi_{\text{ст}}$ (рис. 4). Электрохимическими испытаниями установлено, что после распада пересыщенного твердого раствора и аморфной фазы на анодной поляризационной композита наблюдается резкое повышение тока активного растворения, меняется форма кривой (рис. 5).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Моисеев Н.В.** Конструкционные титановые сплавы в современном машиностроении // МИТОМ. 2004. № 3. С. 23–29.

2. Мельников П.С. Упрочнение титановых сплавов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 12. С. 32–34.

3. Пат. 3560274 США. В22F, 3/00. Износостойкий титан, титановые сплавы и способы их получения / Фирма JBM. Опубл. 02.02.71.

4. Пат. 2046614 ФРГ. 40В 15/00, С22С 15/0. Титановый сплав, полученный методом порошковой металлургии / Опубл. 17.08.72.

5. Радомысельский И.Д., Климченко В.Н., Петрова А.М. Структурные и фазовые превращения, происходящие в спеченных материалах при трении // Порошковая металлургия. 1982. № 5. С. 66–70.

6. Петрова А.М., Полотай В.В. Влияние содержания хрома на триботехнические свойства титаново-хромовых сплавов // Порошковая металлургия. 1987. № 5. С. 51–56.

7. Гадалов В.Н., Болдырев Ю.В., Скрипкина Е.В. Изучение изотермического выдавливания порошкового титанового сплава методом математического планирования эксперимента // Изв. Курского гос. техн. ун-та. 2004. № 2 (13). С. 25–27.

8. Износостойкие и коррозионностойкие электроискровые покрытия из эвтектических сплавов на стали 30ХГСА / В.Н. Гадалов, Ю.В. Болдырев, Е.В. Иванова, Ю.Г. Алехин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 1. С. 22–25.

9. Гадалов В.Н., Горякин И.М., Болдырев Ю.В. Исследование электроискровых покрытий на порошковом титановом сплаве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 24–33.

10. Бредихина О.А., Ванеев В.В., Болдырева О.Н. Оптимизация режимов нанесения электроискровых покрытий из сплава ВК6М на образцы из стали Р6М5 // IV-я междунар. научно-технич. конф. "Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации". Курск: КГТУ, 2006. С. 71–74.

11. Лихачев В.А., Шедусов В.Е. Принципы организации аморфных структур. С.-Петербург: Изд-во С.-Петербургского университета, 1999. 228 с.

12. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. М.: Физматгиз, 2001. 305 с.







ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.785.51.067.5

Ю.М. Домбровский, М.С. Степанов (Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)

E-mail: yurimd@mail.ru

Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах

Проведено экспериментальное исследование процесса микродуговой цементации стальных изделий в порошковых средах. Установлена возможность применения порошка каменного угля для интенсификации процесса диффузионного насыщения. Выявлены основные этапы процесса микродуговой цементации. Установлено формирование диффузионного слоя глубиной до 0,3 мм при продолжительности процесса 2...3 мин.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, химико-термическая обработка, микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах

Analysis of the experimental research of microarc carburizing of the steel parts in powder environments. Presented the possibility of use of powder coal for intensification of the diffusion process. Determined the main stages of the microarc cementation process. Presented the formation of the diffusion layer depth up to 0,3 mm at length of the process time 2...3 min. **Keywords:** surface hardening, diffusion heat treatment, microarc carburizing of the steel parts in powder environments.

Введение

Поверхностный слой металлических изделий в процессе эксплуатации подвергается наиболее интенсивным внешним воздействиям, поэтому его структура и свойства оказывают определяющее воздействие на работоспособность деталей машин и инструмента. *Химико-термическая обработка* (ХТО) – один из наиболее эффективных методов поверхностного упрочнения, сочетающий термическое и химическое воздействие на материал. Разнообразие насыщающих сред и процессов XTO позволяет в широких пределах регулировать свойства поверхностных слоев металлических материалов и достигать требуемых эксплуатационных характеристик [1–3]. Существенным недостатком традиционной ХТО является большая продолжительность (до нескольких десятков часов), поэтому ее интенсификация – важнейшая задача физического и прикладного материаловедения.

Решению этой задачи посвящен ряд работ, в которых интенсификация процессов ХТО достигается с помощью непосредственного воздействия электрического тока как на обрабатываемое изделие, так и на насыщающую среду. Эти методы включают высокочастотный нагрев, нагрев в электролитной плазме, применение тлеющего и дугового разрядов [3–7]. Их применение оказывает влияние на всю совокупность процессов, протекающих при диффузионном насыщении, и позволяет существенно интенсифицировать процессы XTO.

Одним из перспективных направлений является использование микродуговых рязрядов для нагрева упрочняемых изделий [3, 4]. Однако имеющихся данных недостаточно для создания теоретических и технологических основ такого процесса, что сдерживает его практическое применение.

Цель работы — изучение возможности и условий проведения цементации стальных изделий в порошковых электропроводных средах в режиме микродугового нагрева.

Методы проведения исследований

Для исследования процесса использовалась специально разработанная экспериментальная установка (рис. 1), основными элементами которой являются два стальных цилиндрических контейнера, расположенные соосно: *1* – наружный, заполненный порошковой электропроводной средой *2*; *3* – внутренний, выполняющий роль рабочей ячейки для диффузионного насыщения, заполненный порошковым электропроводным карбюризатором *4*, в который наполовину своей длины вертикально погружен цилиндрический образец *5* длиной 35 мм и диаметром 12 мм из



Рис. 1. Схема экспериментальной установки для исследования процесса микродуговой цементации

низкоуглеродистой (0,1...0,2 % C) стали. Дно 6 ячейки выполнено из термостойкого изолятора и имеет выемку по диаметру образца глубиной 2 мм, предназначенную для центрирования его в ячейке и предотвращения возможного перегрева кромок. Образец закреплен в зажиме 7 на конце металлического стержня 8 с возможностью вертикального перемещения и фиксации. Опорой установки является траверса 9, выполненная из электротехнического текстолита. Электрическое питание на металлический стержень и наружный контейнер подается от источника 10. Таким образом, установка реализует электрическую цепь: источник питания - контейнер с порошковой средой – ячейка с порошком диффузанта – образец. В данной цепи контейнер с порошковой средой выполняет функцию дополнительного сопротивления, которое существенно больше, чем сопротивление порошковой среды в самой ячейке, что позволяет компенсировать возможную несоосность базирования образца относительно оси ячейки, приводящую к неравномерному нагреву боковой поверхности образца.

На прохождение тока через порошковую среду определяющее влияние оказывает не только ее собственная электропроводность, зависящая от физической природы, структурной организации и морфологии (размера, формы) отдельных частиц порошка, но и давление прессования, изменение которого влияет на контакт между частицами и изменяет проводимость порошковой среды в целом [8]. Поэтому для обеспечения стабильности электрических свойств порошковой среды ячейка заполнялась порошком диффузанта свободным насыпом, без приложения внешнего давления или утрамбовывания.

В качестве среды для цементации исследовались порошки следующих углеродных материалов: графита ГК-1 ГОСТ 17022–81, угля древесного А ГОСТ 7657–84, кокса литейного каменноугольного КЛ-1 ГОСТ 3340–88, каменного угля (антрацита) А ГОСТ 25543–88.

Диффузионные слои оценивали металлографически с помощью микроскопов "МИМ-7" и "Neophot-21" на поперечных шлифах образцов, протравленных реактивом Ржешотарского. Регистрацию микроструктур выполняли цифровой фотокамерой с разрешением 7,2 Мп.

Результаты исследований и их обсуждение

При использовании графитового порошка в качестве насыщающей среды подача питающего напряжения приводит к резкому возрастанию электрического тока в цепи: процесс протекает в режиме, близком к короткому замыканию. При дальнейшем повышении напряжения в порошковой среде возникают макродуги между образцом и корпусом ячейки с выделением большого количества тепла и оплавлением поверхности образца. Отсутствие микродугообразования в порошковой графитовой среде, находящейся в статичном состоянии, свидетельствует о существенном отличии ее электрических свойств от свойств порошка графита, находящегося в виброкипящем (виброожиженном) состоянии, которое, как установлено [4], способно обеспечивать микродугообразование. Это объясняется тем, что в графитовой среде в виброкипящем состоянии происходит перемешивание графитовых частиц, и, следовательно, замыкание и размыкание электропроводящих цепочек, приводящее к образованию микродуг. Порошок графита в статичном состоянии такими свойствами не обладает и поэтому не может обеспечить нагрев металлического изделия и протекание процесса цементации за счет микродугообразования.

При применении в качестве насыщающей среды порошка древесного угля наблюдалась противоположная картина: повышение питающего напряжения до максимального значения источника питания (300 В) не приводило к появлению электрического тока в цепи. Это обусловлено низкой электропроводностью порошка древесного угля и, таким образом, не обеспечивает нагрев изделия и диффузанта до температур эффективной цементации.

В порошке кокса течение процесса существенно изменяется: наблюдается образование микродуг по всей поверхности порошка с последующей их локализацией вокруг образца в виде светящегося ореола. Дальнейшая выдержка приводит к нагреву и воспламенению порошка и быстрому нагреву образца до температуры цементации. Микроструктурный анализ показал, что при продолжительности процесса насыщения 6...7 мин на поверхности образца формируется науглероженный слой эвтектоидной концентрации глубиной до 0,3 мм.

При использовании порошка каменного угля также возникает микродугообразование, но имеется и отличие по сравнению с нагревом образца в порошке кокса. Воспламенение порошка каменного угля происходит быстрее, чем кокса, что связано с одновременным воздействием двух факторов: более высокой электропроводностью угля, приводящей к возрастанию тока, протекающего в порошковой среде, и пониженной температурой его воспламенения (470 °C каменного угля и 700 °С кокса). Кроме того, угольный порошок обеспечивает значительно более интенсивное выделение оксида углерода (СО) при нагреве. При контакте оксида углерода с металлической поверхностью происходит реакция: $2 \text{ CO} \rightarrow \text{C} + \text{CO}_2$. Атомарный углерод диффундирует в насыщаемый металл, а диоксид углерода взаимодействует с углеродом каменного угля, обеспечивая непрерывность процесса цементации: $CO_2 + C \rightarrow 2CO$. Совокупность указанных факторов приводит к сокращению продолжительности цементации до 2...3 мин для достижения глубины цементованного слоя 0,3 мм (рис. 2).

Изучали влияние размера частиц насыщающей среды на протекание процесса цементации. С этой целью порошок угля был рассеян на фракции: 0,1...0,2; 0,2...0,3; 0,3...0,4; 0,4...0,6; 0,6...1,0 мм соответственно.

Нагрев в порошке с размером частиц 0,1...0,2 мм приводил к выдуванию мелких фракций из зоны контакта порошка с образцом в результате воздействия интенсивного потока оксида углерода. В меньшей степени этот эффект проявлялся в порошке с размером частиц 0,2...0,3 мм. В порошках с размером частиц 0,3...0,4 и 0,4...0,6 мм выдувание частиц из зоны нагрева практически не наблюдалось и быстрый микродуговой нагрев порошковой среды и образца сочетался со стабильным выделением оксида углерода и интенсивным перемешиванием порошковой среды в зоне контакта образец – порошок. Использование порошка с размером частиц более 0,6...1,0 мм приводило к увеличению размера и интенсивности образующихся микродуг и сопровождалось выбросом некоторого количества частиц диффузанта из зоны нагрева. Кроме того, наблюдалось возрастание тока в цепи источника питания вследствие уменьшения сопротивления порошковой среды. Таким образом, для микродуговой цементации наилучшие результаты



Рис. 2. Микроструктура диффузионного слоя низкоуглеродистой стали после микродуговой цементации

получены с размером частиц порошка в интервале 0,3...0,6 мм [9].

Анализ процесса микродуговой цементации показал, что его можно разделить на несколько этапов. На первом возникает равномерное микродугообразование в порошковой среде (рис. 3, *a*). Второй этап характеризуется концентрацией микродуг в локальной зоне вокруг образца с образованием светящегося ореола (рис. 3, δ). На третьем — происходит интенсивный нагрев указанной зоны (рис. 3, *в*). Четвертый этап характеризуется воспламенением в зоне нагрева (рис. 3, *г*) и дальнейшим нагревом образца и окружающей его зоны (рис. 3, *д*). Следующий этап — расширение зоны нагрева, достижение образцом температуры цементации и протекание диффузионного насыщения образца углеродом (рис. 3, *е*).

Очевидно, что основной особенностью данного процесса является наличие микродуговых разрядов, которые возникают как между отдельными частицами порошковой среды, так и между поверхностью металлического образца и порошковой средой. Микродуговые разряды имеют вид ярких, быстро исчезающих и сменяющих друг друга искровых каналов, в которых возникают электронные и ионные лавины, причем локальная температура микродуг, по некоторым оценкам, достигает нескольких тысяч градусов [4]. Методом замедленного воспроизведения видеосъемки выполнена оценка времени возникновения и продолжительности горения микродуг - она составила величину порядка 0,1...0,2 с. Причиной микродугообразования в порошках кокса и каменного угля является протекание электрического тока в порошковой среде, сопровождающееся замыканием и размыканием проводящих цепочек, состоящих из частиц порошка, под влиянием их нагрева и выгорания в местах межчастичных контактов.





б)







Представляло интерес выяснить причину возникновения концентрации микродуг в локальной зоне вокруг образца. Предположили, что она вызвана увеличением плотности тока в порошковой среде в направлении от наружного контейнера к поверхности образца вследствие значительного различия в площадях их поверхности. Для проверки этого предположения экспериментально определяли падение напряжения на поверхности порошка в направлении от контейнера к образцу в относительных долях от общего значения напряжения (рис. 4, кривая *I*), а также рассчитали соответствующие этим точкам соотношения площадей поверхности в направлении от контейнера к образцу, погруженному в порошковую среду (рис. 4, кривая *2*).

Практически полное совпадение обеих кривых свидетельствует об определяющем влиянии на концентрацию микродуговых разрядов повышения плотности тока, вызванного уменьшением сечения порошковой среды по мере приближения к поверхности образца. Это приводит к выделению основной доли рассеиваемой электрической мощности в объемах порошка, прилегающих к образцу, локальному нагреву

Рис. 3. Основные этапы процесса микродуговой цементации:

a — равномерное микродугообразование в порошковой среде; δ — концентрация микродуг вокруг образца; e — нагрев локальной зоны вокруг образца; e — воспламенение в зоне нагрева; ∂ — дальнейший нагрев образца и диффузанта; e — достижение температуры цементации, диффузионное насыщение

до температуры цементации образца и прилегающей зоны, что и обеспечивает интенсификацию диффузионного насыщения.

Такая концентрация энергии в непосредственной близости от поверхности образца приводит к испарению и активации диффузанта и созданию в этой зоне высокой концентрации активного углерода. Видимо, следует также учитывать интенсификацию адсорбции и диффузии под влиянием электрического поля, что отмечено в работах [3, 4], а также выделение при микродугообразовании большого количества тепла, существенно со-



Рис. 4. Изменение относительных значений напряжений U / U_{o} и площади сечения S / S_{o} в направлении от наружного контейнера к образцу:

 U, U_{o} — текущее и общее падение напряжения между контейнером и образцом; S, S_{o} — текущая и общая площадь поверхности контейнера и погруженной в порошок части образца; R, R_{o} — текущий и полный радиус контейнера кращающего продолжительность нагрева образца до температуры цементации и повышающего скорость диффузии. Очевидно, в общей картине процесса большую роль играет интенсивное выделение при нагреве порошка каменного угля оксида углерода, который одновременно выполняет три функции: источника атомарного углерода в результате его диссоциации, источника тепловой энергии при его горении, а также средства, обеспечивающего интенсивное перемешивание порошковой среды.

Суммарное действие указанных факторов ускоряет процесс цементации и, как было отмечено выше, вдвое сокращает его продолжительность по сравнению с порошком кокса.

Выводы

1. Установлена возможность использования порошка каменного угля для интенсификации процесса цементации металлических изделий с использованием эффекта микродугообразования, который обеспечивает получение науглероженного слоя эвтектоидной концентрации глубиной до 0,3 мм при продолжительности процесса насыщения 2...3 мин.

2. Наилучшие результаты микродуговой цементации получены при размере частиц порошков кокса и каменного угля 0,3...0,6 мм.

3. Выявлены основные этапы процесса микродуговой цементации: возникновение микродугообразования в порошковой среде; концентрация микродуг в локальной зоне вокруг образца с образованием светящегося ореола; интенсивный нагрев указанной зоны; воспламенение порошковой среды; дальнейший нагрев образца и окружающей его зоны; установившийся режим процесса диффузионного насыщения.

4. Причиной локализации микродуг в микрообъемах порошков вокруг образца является существенное увеличение плотности тока по сечению порошковой среды в направлении от контейнера к образцу. 5. Оксид углерода, наиболее активно выделяющийся при нагреве в угольном порошке, оказывает интенсифицирующее влияние на протекание микродуговой цементации и одновременно выполняет три функции: источника атомарного углерода в результате его диссоциации, источника тепловой энергии при его горении, а также средства, обеспечивающего интенсивное перемешивание порошка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Борисенок Г.В., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 424 с.

2. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.

3. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки. М.: Новое знание, 2010. 304 с.

4. Заваров А.С., Баскаков А.П., Грачев С.В. Химико-термическая обработка в кипящем слое. М.: Машиностроение, 1985. 160 с.

5. Справочник по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / Г.Л. Амитан, И.А. Байсупов, Ю.М. Барон и др. Под общ. ред. В.А. Волосатова. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1988.

6. Белкин П.Н. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Мир, 2005. 336 с.

7. Дураджи В.Н. Химико-термическая обработка металлов с нагревом в электролитной плазме // Арматуростроение. 2010. № 6 (69). С. 59–61.

8. Шорникова О.Н., Максимова Н.В., Авдеев В.В. Связующие для полимерных композиционных материалов: учеб. пособие. М.: МГУ, 2010. 52 с.

9. Заявка 2011131656/02 РФ, МПК¹¹ С23С 8/60. Способ цементации металлического изделия / В.Н. Пустовойт, Ю.М. Домбровский, М.С. Степанов; заявл. 27.02.2011.





ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 669:539.261:539.531

А.Г. Акуличев, В.В. Трофимов (Санкт-Петербургский государственный политехнический университет) E-mail: anton.akuluchev@gmail.com

Плотность дислокаций в стали 20X3MBФ-Ш после нитроцементации и последующей термической обработки

Проведено современным методом полнопрофильного анализа рентгенограмм послойное исследование тонкой структуры стали 20ХЗМВФ-Ш, подвергнутой нитроцементации и дальнейшей термической обработке. Показаны изменение фазового состава по глубине нитроцементованного слоя в зависимости от вида термической обработки и его связь с величинами плотности дислокаций. Дано объяснение немонотонности зависимостей плотности дислокаций от глубины нитроцементованных слоев. В микроструктуре мартенсита закаленного нитроцементованного слоя наблюдается высокая плотность дислокаций, в то время как плотность дислокаций в мартенсите сердцевины и прилегающей к ней зоны слоя существенно ниже. Остаточный аустенит характеризуется значительно меньшей степенью деформационного упрочнения, чем мартенсит, что выражается в существенно меньшей величине плотности дислокаций и микронапряжений. Обработка холодом приводит к дополнительному превращению значительных объемов остаточного аустенита в мартенсит, что вызывает рост плотности дислокаций в мартенсите.

Ключевые слова: высокотемпературная нитроцементация, термическая обработка, рентгеноструктурный анализ, полнопрофильный анализ рентгенограмм, плотность дислокаций.

The layer-by-layer investigation of the microstructure of carbonitrided and heat treated the 20Ch3MoWV-SH grade steel is performed by modern whole powder pattern fitting method. Change of phase composition depending on the depth of the carbonitrided layer and its relationship to dislocation density values is described. The explanation of nonmonotonic dependencies of the dislocation density on the depth in the carbonitrided steel is given. A high extend of dislocation density is observed in microstructure of martensite of quenched carbonitrided layer, whereas dislocation density in martensite of the core and the adjacent zone of the layer is found to be notably lower. Residual austenite is characterized by considerably smaller degree of strain hardening, than martensite which is demonstrated by essentially smaller values of dislocation density and microstresses. Cryogenic treatment leads to the additional transformation of a sufficient amount of remained austenite to martensite which in turn causes a growth of dislocation density.

Keywords: high temperature carbonitriding, heat treatment, x-ray diffraction method, whole powder pattern fitting, dislocation density.

Введение

Для определения оптимальных режимов поверхностного легирования, а также дальнейшей механической обработки деталей необходимо детальное изучение структуры и субмикроструктуры упрочненного слоя, явлений, протекающих при закалке и последующей *термической обработке* (TO) упрочненных деталей, выявление факторов, влияющих на безотказную работу таких изделий.

Структуре, свойствам, последующему воздействию на материалы после *химико-термической обработки* (XTO) посвящено множество публикаций, раскрыты некоторые параметры, от которых зависит долговечность этих материалов. Однако недостаточно освещены вопросы исследования эволюции тонкой структуры, связи ее с напряженно-деформированным состоянием в упрочненных ХТО слоях после различных обработок. Эта проблема является одной из актуальных для техники и имеет большое научное и практическое значение. Ее решение позволяет существенно расширить возможности для неразрушающего контроля как заготовок на различных этапах производства, так и готовых деталей в процессе эксплуатации.

В работе излагаются результаты послойного рентгенографического исследования нитроцементованной стали, термообработанной по режиму, часто применяемому в промышленности. Цель работы — исследование субмикроструктуры по глубине слоя. По сведениям авторов, такого рода исследования материалов, подвергнутых нитроцементации, ранее не проводились.

Материалы и методы проведения исследований

Исследовали сталь 20ХЗМВФ-Ш, широко используемую в авиационном машиностроении при производстве ответственных деталей и узлов главных редукторов ВР-14, ВР-24, ВР-80, ВР-252, хвостовых редукторов, элементов трансмиссии отечественных вертолетов, зубчатых колес газотурбинных двигателей. Нитроцементация проводилась в среде науглероживающих газов и 5 % аммиака при температуре 860 °С в течение 2 ч. Закалку производили сразу после нитроцементации в теплом масле. Режимы последующей термической обработки образцов указаны в таблице.

Для исследования параметров субмикроструктуры с образцов последовательно удаляли слои электролитическим травлением с варьируемым шагом 25...60 мкм и после снятия каждого слоя проводили съемку рентгенограмм. Электролитическое стравливание выполняли в растворе, состоящем из 70 мл ортофосфорной кислоты, 20 г хромового ангидрида и 10 мл воды, с использованием медного катода по режиму: напряжение 5...6 В, плотность тока 0,5...0,6 А/см².

Рентгенографический анализ проводили на дифрактометре "Bruker D8 Advance" с вертикальным расположением гониометра с использованием фильтрованного характеристического CuK_{α} -излучения и вращением образца со скоростью 30 об/мин, шаг сканирования 0,02° по шкале 20, время съемки на шаг — 5...10 с. Регистрация дифрагированных лучей выпол-

Режимы термич	еской обработі	ки стали 20ХЗМВФ-ш
---------------	----------------	--------------------

Номер режима	Закалка	Обработка холодом	Отпуск	
1	С температуры нит- роцементации	_	_	
2	С температуры нит- роцементации	Температура –65 °С, выдержка 3 ч	Температура 280 °С пологрев 50 мин	
3	В соляной ванне, температура 860 °С; выдержка 78 мин		выдержка 40 мин среда охлаждения – воздух	

нялась с помощью высокоскоростного позиционночувствительного детектора "LynxEye".

Полученные рентгенограммы были исследованы методом полнопрофильного анализа (методом Ритвельда) при использовании современного, специально разработанного для задач материаловедения программного обеспечения MAUD (Microstructure analysis using diffraction) [1].

Метод полнопрофильного анализа для уточнения кристаллических структур по порошковым данным, первоначально разработанный Ритвельдом для нейтронограмм, заключается в подгонке наблюдаемых интенсивностей у_і всей дифракционной картины с помощью уточняемых структурных и профильных параметров [2]. Для описания профилей линий в MAUD используется функция псевдо-Фойгт (pV). Расчетная дифрактограмма моделируется посредством уточнения структурных (решетка, координаты, тепловые колебания атомов и т.д.) и микроструктурных параметров (размер кристаллитов *D* и величина среднеквадратичной *микродеформации* (МКД) $<\epsilon^{2}>^{1/2}$), текстурных коэффициентов, параметров профиля линий и фона.

Инструментальные параметры, используемые при обработке дифракционных спектров, такие как асимметрия и коэффициенты (U, V, W) [2], определяли обработкой рентгенограммы образца стали 20ХЗМВФ-ш, предварительно отожженного при температуре 1040 °C.

Для анализа субструктуры и оценки упрочнения нитроцементованного слоя необходимо было рассчитать плотность дислокаций. Для этой цели был использован метод Вильямсона и Смоллмена [3], которые предложили метод расчета плотности дислокаций через величины $<\epsilon^2 >^{1/2}$ и *D*. В этом случае истинная плотность дислокаций

$$ρ = \sqrt{ρ_D \rho_ε} ,$$

$$ρ_D = \frac{3n}{D^2} \lor ρ_ε = K \frac{\overline{ε}^2}{F b^2}.$$

где

Здесь K = 16,1 для ГЦК-металлов с вектором Бюргерса *b*, направленным вдоль [110], и K = 14,4 для ОЦК-металлов с *b*, направленным вдоль [111], *n* – число дислокаций на грани блока *области когерентного рассеивания* (ОКР), *D* – размер блока ОКР, *F* – коэффициент, учитывающий распределение и взаимодействие дислокаций [3]. Для случая хаотического распределения дислокаций *n* = F = 1 [3].

Рентгеновский метод определения плотности дислокаций в деформированной и термически обработанной стали успешно используется многими исследователями, например [4–6]. Так, авторы [5], исследуя закаленную и отпущенную сталь со значительным содержанием хрома, отмечают хорошую корреляцию между значениями плотности дислокаций, определенной методами рентгеновской дифракции и прямым методом наблюдения дислокаций в просвечивающем электронном микроскопе. Новейшие исследования плотности дислокаций различными методами в термически обработанных сталях проведены японскими исследователями [7]. Ими было показано, что расчет плотности дислокаций по методу Вильямсона и Смоллмена с использованием параметров, полученных методикой гармонического анализа, дает удовлетворительную оценку, сравнимую с результатами, получаемыми с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Отмечено, что рентгеновский метод дает усредненную информацию с большой площади облучаемого образца, а ПЭМ исследует очень малые объемы. Плотность дислокаций неравномерна даже по одному кристаллу мартенсита [8].

Результаты иссследований и их обсуждение

Экспериментальные и моделируемые рентгенограммы показаны на рис. 1, *а*, *в*. На рентгенограммах поверхностных слоев и эвтектоидной зоны (рис. 1, *a*) после закалки помимо мартенситной (α'-фаза) и карбидной фаз наблюдается большое количество остаточного аустенита (ү-фаза), содержание которого в некоторых слоях доходит до 45 %. Такое содержание остаточного аустенита в приповерхностных слоях является характерным для стали после нитроцементации с последующей закалкой [9]. Повышению количества остаточного аустенита также способствует наличие большого количества легирующих элементов. Изменение количества остаточного аустенита по глубине упрочненного слоя при различных видах ТО показано на рис. 2. На расстоянии >350 мкм от поверхности точно оценить количество остаточного аустенита не удалось ввиду отсутствия сильных рефлексов. В сердцевине на рентгенограмме отчетливо выделяются только пики мартенсита (см. рис. 1, в).

При *обработке холодом* (OX) и последующем отпуске происходит значительное (более чем в два раза) снижение количества остаточного аустенита в подповерхностных слоях вследствие его частичного превращения в мартенсит (см. рис. 2). В нитроцементованной стали, обработанной по режиму № 2, содержание аустенита несколько больше, чем в таком же материале, подвергнутом обработке по режиму № 3, вследствие частичной стабилизации γ-фазы при выдерживании стали после закалки.

Мартенсит нитроцементованного слоя после закалки характеризуется достаточно высоким уровнем МКД ((4...7)· 10^{-3}) и малыми размерами блоков (20...30 нм). В сердцевине и прилегающей зоне слоя средний размер блоков мартенсита увеличивается до 70...120 нм при сохранении высоких значений микронапряжений кристаллической решетки. При ОХ и низком отпуске снижения значений МКД в материале не происходит, наоборот, в эвтектоидной и частично переходной зонах значения МКД значительно выше.

Изменение плотности дислокаций (ПД) в нитроцементованной и термообработанной стали имеет сложный характер (рис. 3, б). Во всех случаях наблюдается снижение плотности дислокаций в эвтектоидной зоне слоя. Это, по-видимому, связано с наличием в этой части слоя наибольшего количества остаточного аустенита. Причем, чем больше содержание остаточного аустенита, тем более сильно выражено снижение ПД. Так, например, ПД в эвтектоидной зоне нитроцементованного слоя после криогенной обработки и отпуска практически в два раза выше, чем в эвтектоидной зоне слоя материала, подвергнутого закалке.

Наибольшая величина ПД (до 8·10¹⁰ см⁻²) зафиксирована в материале, обработанном по режиму № 3, на границе эвтектоидной и переходной зон. В процессе нитроцементации в области слоя, где наблюдается большое насыщение углеродом и азотом, происходит наибольшее снижение температуры начала мартенситного превращения твердого раствора, что при закалке с температуры нитроцементации приводит к неполному превращению аустенита в мартенсит. Это значит, что превращение сопровождается меньшими удельными изменениями объема и, соответственно, меньшими упругими и пластическими деформациями, что, в свою очередь, приводит к снижению макронапряжений [10] и ПД в этой части упрочненного слоя. На следующей стадии производится ОХ, в процессе которой остаточный аустенит частично распадается с образованием мартенсита, что приводит к увеличению внутренних напряжений и к формированию большого количества дислокаций, подтверждаемое данными исследованиями.

Увеличение значений МКД и ПД в мартенсите переходной зоны нитроцементованного слоя может быть связано с более полным превращением аустенита в мартенсит при закалке. На глубине слоя > 0,3 мм происходит постепенное снижение плотности дислокаций, связанное с уменьшением концентрации диффундируемых элементов внедрения в твердом растворе мартенсита и изменением его морфологии.

В сердцевине и прилегающей к ней переходной зоне характер изменения ПД одинаков для всех исследованных режимов. Минимальная ПД в мартенсите ((1,6...1,8)·10¹⁰ см⁻²) наблюдается в сердцевине нит-



Рис. 1. Рентгенограммы различных областей закаленной нитроцементованной стали 20ХЗМВФ-Ш: *a* – эвтектоидная зона; *δ* – переходная зона; *в* – сердцевина

роцементованной стали 20Х3МВФ-Ш как после закалки, так и после ОХ и низкого отпуска. На основании полученных данных можно сделать вывод, что криогенная обработка и последующий низкий отпуск практически не влияют на величину ПД в сердцевине и прилегающей к ней области нитроцементованного слоя стали. Сравнивая результаты настоящего исследования с данными работы [11], полученными на азотированной стали, можно отметить существенное расхождение по характеристикам субмикроструктуры и по источникам внутренних напряжений вследствие различной химико-термической обработки. Авторы [11], исследуя упрочненный слой стали после низкотемпе-



Рис. 2. Изменение количества у-фазы по глубине нитроцементированного слоя образцов

ратурного азотирования с помощью дифракции рентгеновских лучей и ПЭМ, обнаружили, что размеры ОКР практически соответствуют расстоянию между выделениями нитридов. Феномен уширения рентгеновских пиков объясняется выделением нитридных частиц, упрочняющих матрицу и связанных с полем макронапряжений в упрочненном слое. Авторы [11] предполагают, что выявленные в упрочненном слое макронапряжения также связаны с выделением дисперсных частиц. Свидетельств наличия дислокаций в ферритной матрице азотированного слоя обнаружено не было, что согласуется с малой величиной микронапряжений, определенных дифракционным методом [11].

В случае же нитроцементованного слоя уширение дифракционных линий мартенсита вызывается как малыми размерами ОКР, так и высокими значениями микронапряжений, в отличие от азотированного слоя, в котором основной вклад в уширение дифракционных линий дает дисперсность кристаллитов при малых значениях МКД. Следовательно, размытие дифракционных линий мартенсита, а значит, и упрочнение материала нитроцементованного слоя связаны не только с наличием дисперсных частиц карбидов и карбонитридов, но и со значительным количеством дефектов кристаллического строения, которые характеризуются дальнодействующими полями смещений атомов (дислокации и их скопления), а также малыми размерами блоков мартенсита.

Результаты измерения плотности дислокаций в мартенсите закаленной нитроцементованной стали 20Х3МВФ-Ш хорошо совпадают с данными работы [12], в которой методами электронной микроскопии

исследовали микроструктуру стали 20Х2Н4А после нитроцементации и последующей термической обработки.

Субмикроструктура аустенита характеризуется большим размером блоков, меньшими величинами МКД и ПД, чем субмикроструктура мартенсита. Характер изменения ПД в аустените по глубине нитроцементованных слоев показан на рис. 3, δ . В связи с малой интенсивностью отражений γ -фазы в стали, обработанной по режиму № 3, и на глубине слоя более 200 мкм в остальных случаях достоверных данных о параметрах тонкой структуры аустенита получить не удалось.

ПД в аустените приповерхностных слоев и эвтектоидной зоны слоя более чем на порядок меньше, чем в мартенсите. Характер изменения ПД по



Рис. 3. Изменение плотности дислокаций по глубине нитроцементованной стали 20ХЗМВФ-Ш после различных обработок: *a* – в мартенсите; *б* – в аустените

глубине нитроцементованного слоя после закалки без отпуска и закалки с последующей термообработкой аналогичен. В эвтектоидной области ПД в аустените является наименьшей. По мере удаления от эвтектоидной зоны происходит увеличение ПД аустенита, так же как и в мартенсите.

Выводы

1. Впервые новейшими методами послойного рентгенодифракционного анализа исследована субмикрокристаллическая структура нитроцементованной стали после закалки, обработки холодом и отпуска. Получены значения параметров субмикроструктуры основных фаз по всей глубине упрочненного слоя.

2. В микроструктуре мартенсита закаленного нитроцементованного слоя наблюдается высокая ПД $(5...7\cdot10^{10} \text{ см})^{-2}$, что обусловливает значительные микронапряжения и размытие дифракционных линий мартенсита. ПД в мартенсите сердцевины и прилегающей к ней зоны слоя существенно ниже $(1,6...1,8\cdot10^{10} \text{ см}^{-2})$.

3. Остаточный аустенит характеризуется более низкой степенью наклепа, чем мартенсит, что выражается в меньшем уровне микроискажений кристаллической решетки, ПД и повышенных размерах блоков аустенита.

4. ПД в α' - и γ -фазах существенно зависит от степени мартенситного превращения. Так, области наибольшего содержания остаточного аустенита в закаленном нитроцементованном слое соответствует зона с наименьшими значениями ПД.

5. Криогенная обработка приводит к дополнительному превращению значительных объемов остаточного аустенита, что вызывает дополнительный наклеп, который выражается в росте ПД.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Lutterotti L. Total pattern fitting for the combined size-strain-stress-texture determination in thin film diffraction // Nucl. Instrum. Meth. B. 2010. Vol. 268. P. 334-340.

2. Young R.A. The Rietveld Method. Oxford: University Press, 1993. 523 p.

3. Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. М.: Металлургия, 1975. 480 с.

4. Yin F., Hanamuraa T., Umezawab O. et al. Phosphorus-induced dislocation structure variation in the warm-rolled ultrafine-grained low-carbon steels // Mater. Sci. Eng. 2003. Vol. A354. P. 31–39.

5. **Pesicka J., Kuzel R., Dronhofer A. et al.** The evolution of dislocation density during heat treatment and creep of tempered martensite ferritic steels // Acta Mater. 2003. Vol. 51. P. 4847–4862.

6. Sahu P., Hamada A.S., Chowdhury S.G. et al. Structure and microstructure evolution during martensitic transformation in wrought Fe-26Mn-0,14C austenitic steel: an effect of cooling rate // J. Appl. Cryst. 2007. Vol. 40. P. 354–361.

7. Takebayashi S., Kunieda T., Yoshigana N. et al. Comparison of the Dislocation Density in Martensitic Steels Evaluated by Some X-ray Diffraction Methods // ISIJ Int. 2010. Vol. 50. \mathbb{N} 6. P. 875–882.

8. Лободюк В.А., Эстрин Э.И. Изотермическое мартенситное превращение // УФН. 2005. Т. 175. № 7. С. 745–765.

9. Зинченко В.М. Инженерия зубчатых колес методами химико-термической обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 303 с.

10. Акуличев А.Г. Остаточные напряжения в нитроцементованной стали 20Х3МВФ-ш [Электронный ресурс] // Инженерный вестник Дона. Электрон. журн. 2010. № 4: http://www.ivdon.ru/magazine/latest/n4y2010/264/.

11. **Barrallier L., Soto R., Sprauel J.-M. et al.** X-ray and Transmission Electron Microscopy Investigation of Strain in a Nitrided Steel: No evidence of Plastic Deformation // Metallurgical and Materials Transactions A. 1997. Vol. 28A. P. 851–857.

12. Козлов Э.В., Малиновская В.А., Попова Н.А. и др. Упрочнение стали 20Х2Н4А в результате нитроцементации // Деформация и разрушения материалов. 2006. № 8. С. 29–34.



А.В. Киричек, Д.Л. Соловьёв, Д.Е. Тарасов (Орловский государственный технический университет) E-mail: avk.57@yandex.ru

Упрочнение железоуглеродистых сплавов комбинированной обработкой волной деформации и цементацией^{*}

Рассмотрена перспективная технология комбинированного упрочнения волной деформации и цементацией, позволяющая создавать поверхностный слой с новыми свойствами, обладающий повышенными эксплуатационными свойствами, исследованными на деталях, работающих в условиях циклического контактного нагружения. Ключевые слова: пластическое деформирование, поверхностный слой, технология, комбинированное упрочнение, эксплуатационные свойства, цементация, волна деформации, ударный импульс, контактная усталость.

It is considered perspective technology multifunction hardening by wave of deformation and cementation, allowing create surface with new characteristic, possessing additional resource for increasing of the working characteristic of the details, working condition round-robin contact loading.

Keywords: plastic deformation, surface layer, technology, multifunction hardening, working characteristic, cementation, wave of deformation, surface uniform hardening, striking impulse, contact weariness.

Характерной причиной выхода из строя зубчатых колес, подшипников качения, рельс и рельсовых колес, прокатных валков, толкателей кулачков, бойков, элементов червячных, гипоидных, винтовых, цепных и глобоидальных передач, направляющих, шлицевых соединений с телами качения, обгонных роликовых муфт и т.д. является контактная усталость. В условиях циклического контактного нагружения под действием нормальных сил в поверхностном слое происходит накопление напряжений, которые приводят к возникновению и развитию трещин и последующему выкрашиванию металла.

Для повышения сопротивления контактно-усталостному изнашиванию необходимо создание поверхностного слоя, обладающего повышенными механическими свойствами, в частности высокой твердостью. Причем глубина поверхностного слоя с повышенной твердостью должна быть такой, чтобы исключать его деформацию и продавливание под влиянием циклических контактных нагрузок и для тяжелонагруженных деталей должна составлять не менее 3...6 мм [1, 2]. Существенное влияние на контактную усталость также отказывает равномерность распределения твердости в поверхностном слое. Установлен значительный эффект повышения долговечности деталей при формировании определенного распределения твердых и мягких (вязкопластичных) участков, т.е. гетерогенной структуры [3, 4].

Для создания необходимой твердости поверхностного слоя используются различные способы упрочняющей обработки. Однако вследствие ограниченных технологических возможностей большинство способов упрочнения в отдельности не позволяют в полной мере обеспечить выполнение указанных требований к поверхностному слою. Поэтому все большее развитие получают комбинированные упрочняющие технологии, сочетающие воздействия различной физической природы на упрочняемый материал.

Поверхностное пластическое деформирование (ППД) позволяет полнее реализовать потенциальные возможности других технологий, поэтому широко применяется в комбинированном упрочнении. В связи с этим достаточно перспективным является комбинированное упрочнение ППД с последующей химико-термической обработкой, в частности цементацией. Объясняя физику этого процесса, можно отметить, что образующиеся в процессе насыщения поверхности углеродом структурные элементы, их количество и характер расположения будут зависеть и от исходного структурного состояния поверхностного слоя, а точнее – от энергетического состояния атомов, которое существенно меняется в результате обработки ППД. Использование ППД перед цементацией интенсифицирует диффузионные процессы и позволяет достигнуть более высоких значений концентрации углерода в диффузионной зоне. Появляется возможность сокращения времени и энергетических затрат, связанных с процессом науглероживания. Поверхностный слой, упрочненный комбинированной обработкой ППД и цементацией, может иметь дополнительные ресурсы для повышения эксплуатационных характеристик детали.

На основании анализа исследований комбинированного упрочнения ППД и цементацией установлено, что наибольший эффект достигается при сочета-

^{*} Исследования выполнены при поддержке проекта, выполняемого в рамках гос. задания р/н 75052011.

ниях режимов, обеспечивающих примерно равную толщину упрочненного ППД, и диффузионного, полученного при цементации, слоёв [5]. Широко используемые способы ППД (обкатывание, выглаживание, дробеструйная обработка) не всегда позволяют создавать упрочненный слой глубиной не меньше, чем цементация. Кроме того, перечисленными способами сложно регулировать равномерность упрочнения, которая, как указывалось выше, оказывает достаточно большое влияние на долговечность деталей при действии контактных циклических нагрузок.

Относительно новый способ ППД, использующий для упрочнения ударные волны деформации - *стати*ко-импульсная обработка (СИО), значительно расширяет технологические возможности по формированию упрочненного поверхностно слоя и позволяет создавать большую глубину (до 6...10 мм) и высокую степень упрочнения (до 6500 МПа) [6, 7]. При СИО в ударной системе боек-волновод генерируются плоские акустические волны, которые характеризуются законом изменения сил (амплитудой волны деформации) во времени, максимальным значением сил, временем действия сил (длительности волны деформации) и энергией волны деформации. Эти характеристики зависят от геометрии соударяющихся бойка и волновода, свойств их материалов и скорости соударения. Период такой волны называют ударным импульсом. Форма ударного импульса, поступающего в очаг деформации, т.е. область контакта инструмента с упрочняемым материалом, определяет эффективность динамического нагружения. Статическая составляюшая нагрузки предназначена для наиболее полного использования импульсной. При упрочнении форма ударных импульсов максимально адаптируется к свойствам материала и условиям нагружения, что увеличивает КПД процесса, расширяет технологические возможности обработки, позволяя создавать глубокий упрочненный слой. Технология СИО позволяет достаточно точно регулировать равномерность упрочнения, создавая как равномерно, так и гетерогенно упрочненную структуру [8-10].

Проведены экспериментальные исследования по созданию упрочненного поверхностного слоя комбинированной обработкой волнами деформации и цементацией.

В качестве образцов для исследований были выбраны пластины размером 160×160×20 мм из легированных низкоуглеродистых цементуемых сталей 20Х2Н4А и 18ХГТ, которые часто используются для изготовления ответственных тяжелонагруженных деталей, работающих под действием контактных циклических нагрузок.

В качестве инструментов при обработке волной деформации использовались стержневые ролики из стали P18 диаметром 10 мм и шириной b = 5...7 мм. Нагружение волной деформации осуществлялось с энергией A = 25 Дж, соответственно удельная энергия волны деформации (a = A/b) составляла 3,57...5,0 Дж/мм. Равномерность регулировалась изменением коэффициента перекрытия пластических отпечатков $K = 1-S/(\delta f \ 60)$, где δ – размер отпечатка, измеряемый в направлении подачи, мм; S – скорость подачи заготовки относительно инструмента, мм/мин; f – частота ударов, Гц; 60 – переводной коэффициент. Значения коэффициента перекрытия пластических отпечатков выбирались из диапазона K = 0, 2...0, 6, в соответствии с рекомендациями, полученными при упрочнении волной деформации [3].

Процесс газовой цементации выполнялся в механизированной камерной безмуфельной печи (агрегате) со встроенными закалочными баками, приспособленной для работы с контролируемыми атмосферами. Защитной атмосферой был эндогаз, а насыщающей природный газ. Продолжительность процесса (время диффузии) составила 8 ч.

Для исследования микротвердости, полученной в результате комбинированного упрочнения волной деформации и цементации, упрочненные образцы разрезались вдоль по направлению подачи воздействия волной деформации, а затем из них изготавливались шлифы. Измерение осуществлялось как по глубине упрочненного поверхностного слоя, так и вдоль упрочненной поверхности. Установлено, что твердость сердцевины после упрочнения 20X2H4A ДЛЯ стали составила $HV_0 = 4500 \text{ M}\Pi a$, что соответствует данным марочника материалов [11]: сердцевина – 320...420 НВ (HV = 3400...4500 MПа), твердость поверхности – 57...64 HRC (HV = 6300...8000 МПа); для стали 18ХГТ твердость сердцевины $HV_0 = 2500 \text{ M}\Pi a$, по марочнику – 240...300 HB (HV = 2500...3100 МПа), твердость поверхности – 57...64 HRC.

Проведено исследование твердости образцов как после цементации, так и после комбинированного упрочнения волной деформации с последующей цементацией. Установлено, что использование при комбинированном упрочнении предварительного воздействия волной деформации для стали 20X2H4A способствует повышению степени упрочнения: после цементации максимальная степень упрочнения относительно сердцевины составила $\Delta HV_{max} = 60 \%$ (HV_{max} = 7237 МПа), а после упрочнения волной деформации + цементацией $\Delta HV_{max} = 75 \%$ $(HV_{max} = 7885 \text{ M}\Pi a)$, т.е. максимальная степень упрочнения повысилась в 1,25 раза. Для стали 18ХГТ увеличения степени упрочнения за счет предварительного воздействия волной деформации на данных режимах цементации не наблюдалось: после цементации $\Delta HV_{max} = 191 \%$ (HV_{max} = 7271 МПа), а после упрочнения волной деформации + цементацией $\Delta HV_{max} = 190 \% (HV_{max} = 7260 \text{ M}\Pi a).$

Характер эпюр распределения твердости по глубине и вдоль упрочненной поверхности после комбинированного упрочнения отличается от эпюр, полученных после цементации. Верхняя часть упрочненного слоя и в том, и в другом случае имеет достаточно равномерную структуру, твердость вдоль поверхности практически не изменяется, но при этом постепенно уменьшается по глубине. На эпюрах, полученных с предварительным воздействием волной деформации, имеет место подслой, в котором твердость в большей степени изменяется эквидистантно поверхности и в меньшей - по глубине. Твердый равномерно упрочненный поверхностный слой "опирается" на гетерогенный менее упрочненный подслой. Таким образом, структура упрочненного слоя после комбинированного упрочнения волной деформации и цементации может быть определена как "плита на сваях". Степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя и гетерогенно упрочненного подслоя будет зависеть от режимов предварительного упрочнения волной деформации.

Так, на всех режимах упрочнения стали 20Х2Н4А только цементацией, а также волной деформации + цементацией глубина равномерно упрочненно-го поверхностного слоя составила 3 мм (рисунок, I, см. стр. 3 обложки).

При обработке только цементацией степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя изменялась от 61 до 8 %, после которого наблюдался достаточно равномерный переход к нецементованной сердцевине.

При упрочнении волной деформации с удельной энергией a = 5 Дж/мм и при коэффициенте перекрытия отпечатков K = 0,2 степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя изменялась от 63 до 14 %. Сформированный ниже гетерогенно упрочненный подслой чередует участки со степенью упрочнения 12...17 % и 7...11 %, причем более твердые упрочненные участки имеют вытянутую форму по глубине упрочнения и расстояние между ними в 2–3 раза больше ширины самих участков.

При a = 5 Дж/мм, K = 0,4 степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя изменялась от 65 до 19 %. Гетерогенно упрочненный подслой чередует участки со степенью упрочнения 18...22 % и 12...17 %. Ширина твердых вытянутых по глубине упрочнения участков и расстояние между ними уменьшаются по сравнению с предыдущим случаем (при K = 0,2).

При a = 5 Дж/мм, K = 0,6 степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя изменялась от 75 до 25 % (в 1,44 раза больше, чем при цементации и в 1,3 раза больше, чем при K = 0,2). Гетерогенно упрочненный подслой чередует участки со степенью упрочнения 28...23 % и 18...22 %. Ширина твердых вытянутых по глубине упрочнения участков и расстояние между ними уменьшаются по сравнению с предыдущими случаями (при K = 0,2...0,4).

При a = 4,17 Дж/мм, K = 0,4 степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя из-

менялась от 65 до 14 %. Гетерогенно упрочненный подслой чередует участки со степенью упрочнения 12...17 % и 7...11 %.

При a = 3,57 Дж/мм, K = 0,4 степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя изменялась от 65 до 14 %. Гетерогенно упрочненный подслой, чередует участки со степенью упрочнения 12...17 % и 7...11 %. Высота твердых вытянутых по глубине упрочнения участков значительно меньше, чем в случаях, когда удельная энергия ударных волн деформации a = 4,17...5,0 Дж/мм.

Аналогичная картина наблюдается при упрочнении стали 18ХГТ (см. рисунок, II, см. стр. 4 обложки). На всех режимах упрочнения волной деформации глубина равномерно упрочненного поверхностного слоя составила 2 мм, а степень упрочнения измерялась от 190 до 40...50 %. Гетерогенно упрочненные подслои при a = 5 Дж/мм, K = 0,2 и K = 0,4 чередуют участки со степенью упрочнения 21...30 и 31...40 % соответственно, которые сужаются и вытягиваются по глубине упрочнения с увеличением коэффициента перекрытия, а при K = 0,6 увеличивалась степень упрочнения твердых участков до 31...50 %. При K = 0,4 и а = 4,17 Дж/мм уменьшается шаг между твердыми и мягкими участками относительно режима, когда a = 5 Дж/мм; при a = 3,57 Дж/мм уменьшается длина твердых участков по глубине упрочненного слоя.

Из проведенного анализа следует, что глубина равномерно упрочненного поверхностного слоя во всех перечисленных случаях остается постоянной, порядка 3 мм для стали 20Х2Н4А и 2 мм для стали 18ХГТ, что можно объяснить цементацией с постоянными режимами на всех образцах. Твердость равномерно упрочненного поверхностного слоя, достигаемая при комбинированной обработке, в большей степени зависит от свойств упрочняемых материалов и режимов цементации, но также определяется режимами предварительного воздействия волной деформации, в основном коэффициентом перекрытия пластических отпечатков. Например, для стали 20Х2Н4А, когда воздействие волной деформации осуществлялось с $a = 5 \, \text{Дж/мм}$ и коэффициенте перекрытия K = 0,2, степень упрочнения, относительно обработки только цементацией, увеличилась в 1,12 раза, а при K = 0,6 - в 1,45 раза. Следовательно, в результате увеличения коэффициента перекрытия пластических отпечатков в исследуемом диапазоне степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя может быть повышена в 1,3 раза, что объясняется образованием большего количества дефектов кристаллической решетки упрочняемого материала, способствующих лучшему проникновению углерода в поверхностный слой.

Гетерогенно упрочненный подслой содержит чередующиеся более твердые (твердые) и менее твердые (вязкие) участки вытянутой перпендикулярно обработанной поверхности формы, размеры и расположение

которых в основном зависят от режимов упрочнения волной деформации. С увеличением коэффициента перекрытия пластических отпечатков в диапазоне 0,2...0,6 степень упрочнения твердых и вязких участков увеличивается в 1,75 и 2,2 раза для стали 20Х2Н4А и в 1,2 и 1,14 раз для стали 18ХГТ, а ширина твердых участков (измеряемая вдоль упрочняемой поверхности) и расстояние между ними уменьшаются. С увеличением удельной энергии ударных волн 3,57...5,0 Дж/мм линейный размер вытянутых твердых участков (глубина упрочнения) увеличивается до 3 раз и при этом повышается степень упрочнения твердых и вязких участков соответственно в 1,4 и 1,6 раза (в большей степени для стали 20Х2Н4А).

Испытаниями на долговечность при действии контактных циклических нагрузок [12–14] установлено, что при упрочнении стали 20Х2Н4А в исследуемом диапазоне режимов предварительное воздействие волной деформации позволяет повысить долговечность в 2,5 раза, при упрочнении стали 18ХГТ — в 1,5 раза.

Выводы

1. Установлена эффективность процесса комбинированного упрочнения предварительным воздействием на материал волной деформации и последующей цементации. Упрочнение волной деформации, в отличие от известных способов ППД, способствует созданию упрочненного поверхностного слоя с большой глубиной (до 5...8 мм) и упорядоченным чередованием твердых и вязко-пластичных областей. В результате последующей цементации формируется структурированный несущий слой типа "плита на сваях", обладающий существенно более высокими эксплуатационными свойствами.

2. Исследования твердости поверхностного слоя, полученного комбинированным упрочнением волной деформации и цементацией, показали, что характер эпюр распределения твердости по глубине и вдоль упрочненной поверхности после комбинированного упрочнения отличается от эпюр, полученных после цементации. Верхняя часть упрочненного слоя имеет достаточно равномерную структуру. Твердость эквидистантно поверхности практически не изменяется, но при этом постепенно уменьшается по глубине. Глубина равномерно упрочненного поверхностного слоя определяется режимами цементации. Ниже расположен гетерогенно упрочненный подслой, содержащий чередующиеся твердые и вязкие, вытянутые перпендикулярно обработанной поверхности, участки, постепенно переходящие в неупрочненную сердцевину.

3. Воздействие волной деформации перед цементацией позволяет повысить степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя в 1,45 раза по сравнению с обработкой непосредственной цементацией. Установлено, что в основном степень упрочнения равномерно упрочненного поверхностного слоя повышается (в 1,3 раза) с увеличением коэффициента перекрытия пластических отпечатков, полученных в результате воздействия волны деформации.

4. Формирование гетерогенно упрочненного подслоя преимущественно зависит от режимов упрочнения волной деформации. Режимы, способствующие получению большой глубины деформированного слоя, увеличивают глубину гетерогенно упрочненного подслоя. Режимами, изменяющими равномерность воздействия волной деформации, можно регулировать размеры и шаг чередования твердых и вязких участков.

5. Долговечность обработанной по комбинированной упрочняющей технологии поверхности в 2,5 раза выше по сравнению с цементованной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Головин Г.Ф., Казанский А.М., Кущ Э.В. Контактная выносливость сталей, закаленных токами высокой частоты. Л.: Машиностроение, 1970. 190 с.

2. Упрочнение тяжелонагруженных деталей методом статико-импульсного ППД / Д.Л. Соловьев, А.Г. Лазуткин, А.В. Киричек, С.А. Силантьев // СТИН. 2002. № 5. С. 13–15.

3. **Повышение** контактной выносливости деталей машин гетерогенным деформационным упрочнением статико-импульсной обработкой / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, С.В. Баринов, С.А. Силантьев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 7. С. 9–15.

4. Соловьев Д.Л., Киричек А.В., Баринов С.В. Повышение долговечности деталей машин созданием гетерогенно наклепанной структуры // Тяжелое машиностроение. 2010. № 7. С. 3–7.

5. Папшев Д.Д., Пронин А.М., Кубышкин А.Б. Эффективность упрочнения цементованных деталей машин // Вестник машиностроения. 1990. № 8. С. 61–64.

6. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Влияние пролонгации импульса на степень деформации материала при статико-импульсном упрочнении // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 6–10.

7. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Технологические возможности статико-импульсной обработки // Упрочняющие технологии и по-крытия. 2006. № 8. С. 3–5.

8. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Силантьев С.А. Влияние режимов статико-импульсной обработки на равномерность упрочнения поверхностного слоя // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2004. № 2. С. 13–17.

9. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Равномерность наклепа после статико-импульсной обработки // Упрочняющие технологии. 2005. № 8. С. 3–5.

10. Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Создание гетерогенной структуры материала статико-импульсной обработкой // СТИН. 2007. № 12. С. 28–31.

11. Стали и сплавы. Марочник / В.Г. Сорокин и др.; Под ред. В.Г. Сорокина, М.А. Гервасьева. М.: Интермет Инжиниринг, 2001. 608 с.

12. Экспериментальный комплекс для исследований контактно-усталостного изнашивания деталей машин / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, С.В. Баринов, Д.Е. Тарасов, А.В. Волобуев // Изв. ОрелГТУ. Машиностроение. Приборостроение. 2009. № 3–2. С. 7–13

13. Повышение контактной долговечности цементуемых подшипниковых сталей комбинированной обработкой / А.В. Киричек, Д.Е. Тарасов, Д.Л. Соловьев, М.А. Жиляев // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2011. № 4/2 (288). С. 83–89.

14. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Тарасов Д.Е. Возможности повышения долговечности деталей машин из цементуемых сталей комбинированным упрочнением // Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева. 2012. № 2. С. 65–67.



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

УДК 621.3.032.5

Р.Н. Сайфуллин, М.Н. Фархшатов, В.С. Наталенко (ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии, г. Москва) E-mail: riledin@mail.ru

Оборудование для восстановления и упрочнения деталей машин

Описаны установки для восстановления и упрочнения деталей машин, их достоинства и недостатки, определены требования к современным наплавочным установкам блочно-модульного типа, приведены конкретные конструктивные решения. Изложен опыт использования сконструированной блочно-модульной установки для оборудования электроконтактной приварки различных присадочных материалов.

Ключевые слова: оборудование для восстановления деталей, вращатели, электроконтактная приварка.

Assemblies for restoring and strengthening machines' spare parts, their advantages and disadvantages are analyzed in the in the article. Characteristics of modern block-module type welding assemblies are defined. Concrete decisions of the tasks are listed. Experience of using the constructed block-module assembly as the basis for providing electro-contact welding of different binding materials is described.

Keywords: equipment for restoring spare parts, rotary mechanisms, electro-contact welding.

В настоящее время для восстановления изношенных деталей используется в основном оборудование, оставшееся со времен СССР. Это объясняется, прежде всего, резким сокращением доли восстанавливаемых деталей. Вследствие чего спрос на подобное оборудование сегодня практически отсутствует, а само (действующее) оборудование в основном сконцентрировано в профильных учебных заведениях (исключение составляют установки для восстановления быстроизнашивающихся деталей горно-металлургического оборудования), так как программа преподавания соответствующих дисциплин не изменилась. С учетом реалий последних лет казалось бы, что технологические процессы восстановления изношенных деталей устарели и не могут конкурировать с торговлей новыми запасными частями, однако опыт работы научно-производственных участков некоторых вузов (Институт механики и энергетики, г. Саранск, Башкирский государственный аграрный университет, г. Уфа) показывает, что восстановление дорогостоящих деталей дорожно-строительной техники, грузовых автомобилей и сельскохозяйственных машин остается экономически эффективным и конкурентоспособным по соотношению цена-качество. Также эффективным является использование процессов восстановления изношенных деталей машин при ремонте агрегатов, например при

ремонте гидрораспределителей, компрессоров, насосов и других узлов. Несмотря на это, процессы восстановления на ремонтных предприятиях используются редко, что связано с дефицитом квалифицированных кадров, высокой стоимостью оборудования и его разнообразием, т.е. для каждой группы деталей необходимо использовать соответствующее оборудование, однако, учитывая широкую номенклатуру типоразмеров деталей, приобретение нескольких установок для восстановления экономически не оправдано. Таким образом, актуальным остается вопрос создания блочно-модульной установки для восстановления деталей.

Наиболее многочисленными установками для восстановления изношенных деталей остаются различные наплавочные и напыляющие головки, крепящиеся на токарном станке или имеющие собственные вращатели: УД-209, У-653А, 01.06.152, ОКС-27503М, ОКС22104, ОКС22178, 01-07-021, ОКС-27432, 086093.0819, 01.05-185М, УД-417, УН-127, ЭМГ-2, ЭМП-1, 01.01-241 и др. Многие из перечисленных установок были разработаны в ВНПО "Ремдеталь". Одной из наиболее распространенных установок остается УД-209 (рис. 1, *a*), у которой имеется собственная наплавочная головка для наплавки в среде защитных газов и под слоем флюса, а также возможность установки вибродуговых, плазменных и других устройств. Ходовой винт и направляющие сварочной тележки



Рис. 1. Установка УД-209:

a)

а – общий вид; *б* – размещение направляющих и ходового винта

большинства установок размещены сзади, что открывает пространство для обзора впереди и размещения дополнительного оборудования сверху. Расположение направляющих и ходового винта сзади защищает их от воздействия охлаждающей воды, порошковых материалов, флюса и позволяет рационально разместить наплавочное оборудование (см. рис. 1, б). Однако такая компоновка затрудняет использование ручной подачи, оппозитного размещения наплавочных головок (для уменьшения коробления) или роликовых электродов при электроконтактной приварке.

Из современных наплавочных установок можно отметить установки ООО "НАВКО-ТЕХ" (г. Киев) с программным управлением механизмами и устройствами, предназначенными для автоматической наплавки цилиндрических, конических, плоских поверхностей (рис. 2).

Также производством наплавочных установок занимаются Челябинский завод Агромаш (установки У653А, ОКС22104, ОКС22178); НПО "ТОМ", г. Москва (установки для наплавки ТОМ-14, 16, 17, "Пунар" и для напыления – ЭДМ-5У, РЭМ-14); ИП "Логачев", г. Челябинск (установки OKC-22178, OKC-22084, OKC-22204; ОКС-22104, У-653А), ОКБ "Булат", г. Москва; Зеленоград специализируется на разработке и производстве лазерного оборудования, в том числе и для наплавки; ОАО "Ильницкий завод механического сварочного оборудования" (установки УН, УНЭД, РМ-04, 05, 10); ООО "Экосервис", г. Пенза

(установки УСН на базе токарного станка и НС-ФГ); "РЕММАШ2, г. Днепропетровск (установки УН-УЭДН, РМ-04, 05, УСВФ-1, 2); ЗАО НПО "Техноплазма", г. Балашиха; ООО ПФ "ТЕХНАП", г. Москва; НПО "Плазмоцентр", г. Санкт-Петербург; НПО "Гакс-Армсервис", г. Пенза, производит сварочно-наплавочное оборудование марок ГАКС-Н (рис. 3). Для восстановления малогабаритных деталей в Саранском институте механики и энергетики сконструировали небольшой вращатель. Из зарубежных установок для сварки и наплавки можно отметить вращатели итальянской компании "МВ" (рис. 4). Перечисленные предприятия также восстанавливают изношенные детали машин, однако отдельные предприятия занимаются только

восстановлением, например ООО "Плазма-плюс", г. Воронеж.

Вышеперечисленные установки могут удовлетворить практически любые запросы по восстановлению изношенных деталей машин. Так, минимальный диаметр восстанавливаемых деталей на предлагаемых наплавочных установках составляет 10 мм, а максимальный 2000 мм. Длина наплавляемых деталей может достигать 5...7 м, масса до 8000 кг.

Основным преимуществом современных наплавочных установок является обеспечение программируемого управления и автоматизации процессов, но, как видно из рисунков, на некоторых из них затруднительно одновременно охлаждать зону наплавки и собирать осыпающий флюс, например при наплавке под слоем флюса. Главными недостатками, по наше-



AC373

Рис. 2. Установки для наплавки с программным управлением



Рис. 3. Сварочно-наплавочные установки ГАКС-Н

му мнению, являются высокая стоимость и низкая универсальность. Учитывая, что объемы восстановления изношенных деталей машин на сегодняшний день незначительны, было бы целесообразно иметь одну установку для различных типоразмеров деталей, так как любое ремонтное предприятие старается охватить более широкую номенклатуру деталей, чтобы на одном и том же вращателе можно было установить различные устройства, например наплавочную установку и установку для электроконтактной приварки. Кроме того, некоторые предлагаемые установки на базе токарных станков не позволяют устанавливать крупногабаритные изделия, что ограничивает их ис-

пользование. Стоимость установок тоже очень разнится, например. наплавочные установки производства НПО "ТОМ" стоят от 300 тыс. до 1 млн руб., а для крупногабаритных изделий до 2,5 млн руб. Стоимость установок производства "Агромаш" 800... 830 тыс. руб., а ИП "Логачев" продает установки по цене более 1,2 млн руб. Наибольшую долю (50...85 %) от стоимости наплавочной установки занимает вращатель (исключение составляют только электроконтактные и лазерные установки), например, вращатель установки АС-354-2 (см. рис. 2) стоит 1,7 млн руб., вращатель поменьше, АС-371, - 1 млн руб. Такая цена неоправданно высокая. Предварительный расчет



Рис. 4. Вращатели автоматической сварки и наплавки итальянской компании "МВ" грузоподъемностью, кг: *a* – 500...8000; *б* – до 50; *в* – до 300, для сварки кольцевых швов

показывает, что вращатель можно изготовить по отпускной цене до 300 тыс. руб. со следующими техническими характеристиками: максимальный диаметр восстанавливаемой детали 600 мм, длина 1500 мм, масса до 250 кг, а при диаметре детали менее 100 мм максимальная длина может достигать 4 м.

Исходя из вышеизложенного можно сделать вывод, что для снижения себестоимости наплавочных установок необходимо максимально уменьшить накладные расходы, а это возможно только на небольших предприятиях.

Для увеличения грузоподъемности необходимо исключить консольное расположение шпинделя, так как это увеличивает массу самой установки. Для придания устойчивости установка должна иметь максимальную осевую симметричность, что также уменьшит металлоемкость конструкции. Для крепления всевозможных наплавочных, электроконтактных, напыляющих, упрочняющих и других устройств у вращателя должно быть открытое пространство с трех сторон (спереди, сзади и сверху). Установка должна иметь блочно-модульный принцип для возможности ее модернизации, а также обработки широкой номенклатуры восстанавливаемых деталей, охлаждения зоны наплавки, сбора сыпучих материалов, оперативной переналадки приспособлений и устройств. Для удобства управления установкой необходимо наличие ручной подачи и плавное регулирование частоты вращения шпинделя и ходового винта. Режимы работы установки должны быть выведены на информационное табло в абсолютных величинах, например, 3 об/мин – для шпинделя и 5 мм/об – для сварочной тележки, а также должен отображаться один из главных параметров режима – фактическая скорость наплавки.

Современный уровень техники показывает, что совместить все эти требования в одной установке возможно с применением стандартных станочных направляющих, частотных преобразователей, программируемых контролеров и других устройств.

Учитывая сформулированные требования, мы попытались их реализовать в проектируемой конструкции. За основу приняли рамную схему как наиболее простую и доступную. На рис. 5, *а* изображен общий вид вращателя, на который может устанавливаться оборудование всех видов наплавки (электродуговой, плазменной, газовой) и газотермического напыления, оборудование для электромеханической обработки, для восстановления деталей электроконтактной приваркой стальной ленты, проволоки и порошков, для упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием и другое оборудование. Видно, что основу рамы составляют швеллеры (16П, 14П, 6,5У). Рама имеет симметричную конструкцию, что обеспечивает ее устойчивость и снижение металлоемкости по сравнению с аналогами. Для крепления всевозможных наплавочных, электроконтактных, напыляющих, упрочняющих и других устройств у вращателя предусмотрено открытое пространство с четырех сторон (спереди, сзади, сверху и снизу).

Для привода вращения шпинделя использовали мотор-редуктор модели СМ040, который вращает шпиндель через цепную передачу (номинальная частота вращения электродвигателя 1400 мин⁻¹, передаточное число редуктора – 100, цепной передачи – 2). В качестве подшипников для шпинделя использовали подшипники качения (шарикоподшипник 46122). Ранее на подобных установках использовались подшипники скольжения (бронзовые втулки), что увеличивало сопротивление вращению. За счет использования швеллера и отсутствия механической связи между подачей и приводом шпинделя переднюю бабку можно сдвигать влево (для длинномерных деталей) до длины, ограниченной прогибом швеллера. Диаметр отверстия в шпинделе 100 мм, поэтому отверстие в трехкулачковом патроне было расточено до этого же лиаметра.

Для легкого и точного прямолинейного перемещения сварочной тележки она жестко соединена с ползуном, который перемещается по линейной направляющей качения (см. рис. 5, δ). Направляющая с ползуном закреплена под швеллером, что обеспечивает защиту точного сопряжения от загрязнений.

Подача сварочной тележки может осуществляться вручную и механизированно с использованием раздвижной гайки.

Задняя бабка закрепляется на второй ползун, перемещающийся вдоль линейной направляющей 2 (см. рис. 5, δ), что обеспечивает четкое позиционирование задней бабки относительно сварочной тележки (рис. 5, ϵ). Вместо центра 3 могут устанавливаться патрон или центросместитель (для закрепления коленчатых валов).

Одним из недостатков аналогов данной установки является система управления вращением шпинделя и подачей сварочной тележки, которая обычно бывает бесступенчатой с приводом от двигателя постоянного тока. Также недостатком является невозможность оперативного и точного определения частоты вращения шпинделя и подачи сварочной тележки, так как никаких цифровых показателей нет, при этом существуют рекомендуемые параметры, которые не реализуются. Оператор опытным путем устанавливает эти показатели. Кроме того, у аналогов зачастую отсутствует связь между подачей сварочной тележки и обо-



6)







Рис. 5. Блочно-модульная установка:

а – общий вид:

1 – рама (швеллер 6,5У); 2 – основание для направляющей (швеллер 14П); 3 – ходовой винт (шаг 6 мм); 4 – основание для крепления наплавочного или упрочняющего оборудования – сварочная тележка (швеллер 18У); 5 – основание для крепления задней бабки (швеллер 16П); 6 – трехкулачковый патрон; 7 – корпус шарикоподшипника; 8 – цепная передача; 9 – шпиндель; 10 – рама передней бабки; 11 – мотор-редуктор; б – линейная направляющая качения:

1 – основание для крепления наплавочного или упрочняющего оборудования;
 2 – направляющая;
 3 – ползун;
 в – задняя бабка:

1 – основание для крепления задней бабки; 2 – платформа для перезакрепления задней бабки; 3 – стойка; 4 – центр;

е – управление установкой:

1 — частотные преобразователи; 2 — преобразователь интерфейсов RS232—RS485; 3 — кнопки управления; 4 — экран для отображения режимов ротами шпинделя. Для реализации плавного регулирования частоты вращения шпинделя и ходового винта и выведения режимов работы установки на информационное табло в абсолютных величинах, например 3 об/мин – для шпинделя и 5 мм/об – для сварочной тележки, а также отображения одного из главных параметров режима – фактической скорости наплавки (упрочнения), были использованы управляемые через 485-й порт преобразователи частоты марки VFD002L21A (рис. 5, *г*). Для управления ими установлен контроллер MEGA-128, который программировался на языке СИ. Контроллер встроен в панель управления *3* (см. рис. 5, *г*).

Для удобства управления установкой предусмотрено наличие ручной подачи.

Характеристики спроектированного вращателя для восстановления и упрочнения деталей приведены ниже:

Тип установки	. Стационарная
Напряжение питания устройства, В	. 220
Потребляемая мощность, Вт	. 500
Регулирование частоты вращения	
шпинделя	Бесступенчатое
Диапазон изменения частоты оборотов вращения	
шпинделя, мин ⁻¹	. 17

Регулирование подачи сварочной тележки Бесступенчатое Диапазон изменения подач сварочной тележки, мм/об1...12 Максимальный вес дополнительного оборудования

для восстановления и упрочнения деталей, кг..... 200 Максимальный вес обрабатываемой детали, кг..... 250 Максимальный диаметр закрепляемой детали, мм. . 600 Максимальная длина обрабатываемой детали, мм:

Спроектированный вращатель использовали как базу для оборудования электроконтактной приварки различных присадочных материалов.

Изначально для электроконтактной приварки использовались многочисленные установки, созданные ВНПО "Ремдеталь" (выпускалось более 20 моделей): УКН-8, 011-1-02, 011-1-02H, 011-1-05, 011-1-06, 011-30, 011-1-06.01, 011-1-07, 011-1-08, 011-1-10, 011-1M-10, 011-1-11, 01-11.022M, 01.08.025, 01.08-027, 01.01.187, 01.12.280, УНКГГЦ-3743П-004, ОКС12296 (некоторые из перечисленных моделей представлены на рис. 6) [1]. Установки 011-1-02, 011-1-02H, 011-1-05 и другие характеризовались бесступенчатой регулировкой частоты вращения шпинделя и ходового винта с использованием двигателей постоянного тока и ана-





6)

в)



Рис. 6. Установки для восстановления деталей электроконтактной приваркой:

a - 01-11-022М для восстановления крупногабаритных деталей; $\delta - 011-1-06$ для восстановления внутренней поверхности гильз цилиндров; e - 011-1-02 - для восстановления шеек валов; e - 011-1-11; $\partial - 01.12.280$ для восстановления коренных опор блоков цилиндров; e - 01.08-027 для восстановления корпусных деталей



Рис. 7. Модернизированная установка для восстановления деталей электроконтактной приваркой стальной ленты, проволоки, порошков

логовой схемой управления, установка 01-11.022М ступенчатым регулированием частоты вращения шпинделя и ходового винта с использованием механической коробки передач. На всех установках для осуществления электроконтактной приварки присадочных материалов использовались стандартные узлы оборудования точечной или шовной сварки: трансформатор ТВК-75, тиристорный контактор КТ-07, а для регулировки режимов приварки установки оснащались регуляторами контактной сварки РЦС-403, РКС-801 (г. Симферополь), РКМ-803 М

(г. Санкт-Петербург). Назначение установок было очень разнообразным: УНКГГЦ-3743П-004 для восстановления гнезд головок цилиндров порошкообразными материалами, 011-30 – для восстановления шестерен гидронасосов типа НШ, 011-1-08 – для восстановления шатунов, 011-1-05 — для восстановления резьб валов, 01.08.025 – для восстановления фасок клапанов.

В настоящее время, вероятно, единственным предприятием, предлагающим установки для восстановления деталей электроконтактной приваркой является ООО НПП "ВЕЛД", г. Калуга. Предлагаемые установки создаются на базе токарно-винторезного станка модели 163, что обеспечивает возможность восстановления крупногабаритных массивных валов, точность позиционирования и подачи, жесткость установки. Однако использование в качестве базы токарных станков значительно увеличивает Рис. 8. Механизмы сжатия роликовых электродов:

вертикальное расположение роликовых электродов имеет недостатки, указанные ниже.

Учитывая низкую потребность в восстановлении изношенных деталей машин в настоящее время и, соответственно, для замены многочисленных, ранее выпускавшихся установок, а также с целью совершенствования узлов и механизмов сектором № 15 ГНУ ГОСНИТИ на базе кафедры технологии металлов и ремонта машин ФГБОУ ВПО "Башкирский государственный аграрный университет" создана модернизированная установка для электроконтактной приварки различных присадочных материалов (рис. 7).

На суппорт установки снизу закрепляется сварочный трансформатор. Тем самым обеспечивается свободное пространство сверху для крепления дополнительных устройств. Использовавшиеся в предшествующих установках (рис. 8, а) металлоемкие устройства для сжатия роликовых электродов были заменены пневмоцилиндрами со встроенными направляющими (рис. 8, б). Пневмоцилиндры расположили оппозитно горизонтально. Оппозитное горизонтальное расположение пневмоцилиндров обеспечивает следующие преимущества:

- снижение люфтов в механизме зажима;

– одинаковые усилия зажима обоих роликовых электродов и, соответственно, одинаковое качество приварки обеими электродами;

- упрощение подачи порошкового присадочного материала.

Расположение пневмоцилиндров на стойках позволило компактно расположить медные шины, воздухопроводы и водопроводы внутри стоек. Контактор



стоимость установки (более 1,2 млн руб.), а *а* – в установке 01-11.022М; *б* – в модернизированной установке

электроконтактной установки расположен под передней бабкой (ранее для контактора использовалась громоздкие отдельно стоящие шкафы).

Для приварки порошковых материалов возможно использование устройств, описанных в работах [2, 3], свойства порошковых покрытий описаны в работах [4, 5]. В качестве устройства, удерживающего ферромагнитный порошок на рабочей поверхности роликового электрода, можно использовать электромагнит (опробование для этих целей мощных неодимовых постоянных магнитов показало, что они размагничиваются в переменном магнитном поле электроконтактной приварки). В настоящее время идет отладка данного устройства.

Спроектированная установка задумывалась по блочно-модульному принципу. Так, установка позволяет установить сверху дополнительное оборудование с закреплением непосредственно на корпусах пневмоцилиндров. Например, возможно крепление головки для наплавки под слоем флюса. Передняя бабка установки легко снимается (крепление на 4 болтах), поэтому на освободившемся месте возможно крепление стандартной или изготовленной головки, для наплавки плоских поверхностей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Оборудование для восстановления деталей. Каталог. М.: Информагротех, 1990. 41 с.

2. Сайфуллин Р.Н. Способ электроконтактной приварки ферромагнитного порошка // Ремонт, восстановление, модернизация. 2010. № 12. С. 8–10.

3. Сайфуллин Р.Н. Электроконтактная приварка порошковых материалов при восстановлении деталей и получении защитных покрытий: монография. Уфа: Изд-во Баш-ГАУ, 2008. 182 с.

4. Сайфуллин Р.Н. Прочность сцепления и пористость покрытий, полученных электроконтактной приваркой порошковых композиций // Сварочное производство. 2007. № 9. С. 14–16.

5. Сайфуллин Р.Н. Влияние неметаллических компонентов на прочность сцепления порошкового покрытия // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 5. С. 35–36.



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

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".

Отпечатано в ООО "Белый ветер ", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

«Упрочняющие технологии и покрытия»

Статьи в журнале публикуются бесплатно.

Журнал входит в Перечень изданий ВАК РФ (см.: http://vak.ed.gov.ru).

Объем статьи, предлагаемой к публикации, не должен превышать **20 страниц** машинописного текста, напечатанного на белой бумаге формата А4 на одной стороне листа через два интер вала.

В редакцию предоставляются в двух экземплярах:

🗸 Текст статьи, подписанный всеми авторами, с указанием даты представления

✓ Иллюстрации, подписанные на обороте карандашом, с указанием номера иллюстрации и названия статьи

- ✓ Перечень подрисуночных подписей
- ✓ Аннотация (5–10 строк) на русском и английском языке
- ✓ Ключевые слова на русском и английском языке
- ✓ Фамилия, инициалы авторов и название статьи на английском языке

✓ Сведения об авторах (фамилия, имя, отчество, ученая степень, место работы, занимаемая должность, домашний и служебный адреса и телефоны, факс и е-mail)

Статьи можно присылать по e-mail. Текст в формате Microsoft Word (Times New Roman, 12-й кегель, 1,5 интервала), иллюстрации в виде отдельных файлов – TIFF, BMP, JPEG, CDR с разрешением 600dpi. В статье рекомендуется указать поставленную цель, задачи, пути их решения и сделать соответствующие выводы. Если предложенная методика, разработка и т.д. имеют практическую ценность, очень желательно это подчеркнуть в статье.

Формулы, буквенные обозначения, цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.

Список литературы составляется по порядку ссылок в тексте и оформляется следующим образом: для книг и сборников – фамилии и инициалы авторов, полное название книги (сборника), город, издательство, год (не ранее 1980 г.) желательно общее число страниц; для журналь - ных статей – фамилии и инициалы авторов, полное название статьи, название журнала, год, том, номер страниц. Если число авторов более четырех, то необходимо указывать первых трех со словами "и др.". Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений.

Срок публикации статьи с момента получения рукописи – 4–5 месяцев.

107076, Москва, Стромынский пер., д. 4, ООО "Издательство Машиностроение", редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия" Телефоны: (499) 268-40-77, 269-54-96. Факс: (499) 268-85-26, 269-48-97 E-mail: utp@mashin.ru