ЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



Nº 3 (63) март

Издается с января 2005 г.

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

совета д-р техн. наук, заслуженный деятель науки и техники РФ

В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ Заместители главного редактора: И.Н. ЖЕСТКОВА д-р физ.-мат. наук

В.Ю. ФОМИНСКИЙ Заместители председателя

редакционного совета: д-р техн. наук В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН д-р техн. наук А.В. КИРИЧЕК д-р техн. наук О.В. ЧУДИНА Редакционный совет: Ю.П. АНКУДИМОВ А.П. БАБИЧЕВ В.П. БАЛКОВ С.Н. ГРИГОРЬЕВ В.Ю. ЗАМЯТИН B.A. 3EMCKOB С.А. КЛИМЕНКО В.А. ЛАШКО В.А. ЛЕБЕДЕВ В.В. ЛЮБИМОВ Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО Ю.В. ПАНФИЛОВ Х.М. РАХИМЯНОВ Б.П. САУШКИН В.П. СМОЛЕНЦЕВ А.М. СМЫСЛОВ Г.А. СУХОЧЕВ В.П. ТАБАКОВ В.А. ШУЛОВ М.Л. ХЕЙФЕЦ Редакция: E.П. ЗЕМСКОВА С.В. СИДОРОВА Т.В. ПАРАЙСКАЯ Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве. Тел.: (499) 269-52-98, 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 УПРОЧНЯЮШАЯ ОБРАБОТКА

Блюменштейн В.Ю., Кречетов А.А., Петренко К.П. Влияние истории нагружения на трансформацию программ нагружения	
в процессе механической обработки	3
Крупеня Е.Ю., Лебедев В.А. Повышение качества поверхности деталей в процессе их виброотделки средами органического происхождения	8
Суслов А.Г., Гуров Р.В. Проектирование операций отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием	4
ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ	
Верхотуров А.Л. Коневцов П.А. Горлиенко П.С. Панин Е.С. Баринов Н.Н.	

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Михальченков А.М., Комогорцев В.Ф., Тюрева А.А. Факторы, влияющие	
на повышение долговечности плужных лемехов	
при наплавочном армировании	39
Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Тулисов А.Н. Методика расчета	
трещиностойкости многослойных покрытий режушего инструмента	43

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



Nº 3 (63) March 71

Since 2005, January

Editor-in-Chief Dr of Phys. Math. Sci., The honoured worker of a science of the RF V.N. NEVOLIN

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

Editorial Assistants: I.N. ZHESTKOVA Dr of Phys. Math. Sci. V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants: Dr of Eng. Sci.

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

Editorial council: Yu.P. ANKUDIMOV A.P. BABICHEV V.P. BALKOV S.N. GRIGORIEV V.Yu. ZAMYATIN V.A. ZEMSKOV S.A. KLIMENKO V.A. LASHKO V.A. LEBEDEV V.V. LYUBIMOV F.I. PANTELEENKO Yu.V. PANFILOV H.M. RAHIMYANOV **B.P. SAUSHKIN** V.P. SMOLENTSEV A.M. SMYSLOV V.A. SHULOV G.A. SUHOCHEV V.P. TABAKOV M.L. KHEIFETS Edition: E.P. ZEMSKOVA S.V. SIDOROVA

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

Blyumenstein V.Ju., Krechetov A.A., Petrenko K.P. Loading history influence upon transformation of loading programs at the processes of machining
Krupenya E.Yu., Lebedev V.A. Estimation of the productiviti of the parts vibrotreatment by means of organic origin medium
Suslov A.G., Gurow R.V. Designing operations finishing and processing of surface-hardening plastic deformation
PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Verhoturov A.D., Konevtsov L.A., Gordienco P.S., Panin E.S., Barinov N.N., Metlitskay L.P. To a question about a microstructure, a phase and chemical composition of products of erosion at electric-spark alloying of transitive borides metals	17
Davidov V.M., Muromtseva E.V., Gil A.V., Ledkov E.V., Khimukhin S.N. Influence of electrodes heating on their weight at electrospark treatment	26
Dudareva N.Yu. Influence of spark hardening of aluminium alloys on wearlessness of surfaces	31
Shulov V.A., Paikin A.G., Bytzenko O.A., Teryaev D.A., Engelko V.I., Trachenko K.I. Technological process development of electron beam repair and property recovery of gas turbine engine blades from XC26HK alloy with NiCrAIY resistant coating	34

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Mikhalchenkov A.M., Komogortsev V.F., Tureva A.A. Factors influencing lifetime increasing of plowshares during hard-facing	39
Tabakov V.P., Smirnov M.Ju., Tulisov A.N., Chihranov A.V.Design procedureof stability of cracks multilayered coverings of the cutting tool	43

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 621.787:621.91

В.Ю. Блюменштейн, А.А. Кречетов, К.П. Петренко (КузГТУ, г. Кемерово) E-mail: blumenstein@rambler.ru

Влияние истории нагружения на трансформацию программ нагружения в процессе механической обработки

Приведено описание функционала наследственного типа, позволяющего оценивать трансформацию программ нагружения под влиянием истории нагружения, что позволяет корректно оценивать значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках программы нагружения.

Ключевые слова: программа нагружения, история нагружения, степень деформации сдвига, показатель напряженного состояния, функционал наследственного типа.

Description of inheritance type functional is offered, which allows to evaluate loading programs transformation under the effect of loading history. Such description affords an opportunity to calculate shear deformation rate and stressed state index in the key-points of loading program accurately.

Keywords: loading program, loading history, shear deformation rate, stressed state index, inheritance type functional.

Постановка научной задачи

В соответствии с основными положениями механики технологического наследования формирование состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла описывается как непрерывный процесс накопления деформации и исчерпания запаса пластичности под действием характерных для каждой стадии программы нагружения. Для оценки накопленных свойств поверхностного слоя необходимо получить аналитическое описание программы нагружения.

Программа нагружения представляет собой зависимость степени деформации сдвига Λ от показателя напряженного состояния Π (рис. 1). Для рассматриваемых технологических методов обработки резанием и ППД характерным является наличие трех участков квазимонотонной деформации, в пределах которых показатель напряженного состояния изменяется монотонно. Точки начала и конца программы нагружения, а также точки программы нагружения, соответствующие моменту смены знака деформации, можно назвать ключевыми. Таким образом, каждый участок программы нагружения ограничен двумя ключевыми точками.

Под воздействием программы нагружения формируется определенное состояние поверхностного слоя (характеризуемое шероховатостью, упрочнением и т.д.) и происходит исчерпание запаса пластичности Ψ . Начальному (бездефектному) состоянию металла соответствует значение $\Psi = 0$. В момент разрушения металла происходит полное исчерпание запаса пластичности и в этом случае $\Psi = 1$.

В работе [1] было показано, что программа нагружения $\Lambda(\Pi)$ при механической обработке зависит не только от режимов, но и от истории нагружения по-



Рис. 1. Обобщенное представление программы нагружения: *О*-*3* – ключевые точки; I, II, III – участки квазимонотонной деформации соответственно. Смена знака деформации происходит в *1* и *2* точках

верхностного слоя на предшествующих стадиях обработки. В ходе предварительных исследований было установлено, что изменение значений степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках программы нагружения под действием истории нагружения не может быть описано простой функциональной зависимостью.

В связи с этим для корректного описания наследственных программ нагружения, что требуется для корректной оценки накопленных свойств поверхностного слоя, необходимо разработать соответствующий аналитический аппарат.

Влияние истории выражается в трансформации *программы нагружения* (ПН) относительно программы, формирующейся в неупрочненном материале, и в общем виде может быть представлено как [2]:

$$(\Pi H)_i = f_i (\Pi H_{i-1} (\Pi H_{i-2} (\Pi H_{i-3} ... (\Pi H_{i-n})))) \quad (1)$$

или в виде функционала наследственного типа:

$$(\Pi H)_i = \mathop{F}\limits_{i-n}^{i-1} (\Pi H),$$
 (2)

где *i* – рассматриваемая стадия нагружения.

Использование функционала наследственного типа для оценки трансформации наследственных программ нагружения

Описание функционала наследственного типа возможно с использованием основных положений наследственной теории ползучести [2]. Применительно к процессам резания и ППД можно записать выражения для степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния с учетом трансформации программ нагружения под действием истории нагружения (ИН) в ключевых точках:

$$\Lambda_{ij}^{\rm HH} = \Lambda_0 + \Lambda_{ij} \sum_n K(N-n) \Lambda_n \Delta \Pi_n \,, \tag{3}$$

$$\Pi_{ij}^{HH} = \varphi(\Lambda_{ij}) - \Pi_{ij} \sum_{n} R(N-n) \varphi(\Lambda_n) \Delta \Pi_n, \qquad (4)$$

где $\Lambda_{ij}^{\text{ИН}}$ и $\Pi_{ij}^{\text{ИH}}$ – соответственно степень деформации сдвига и показатель напряженного состояния на *j*-м этапе *i*-й стадии нагружения с учетом истории нагружения;

Λ₀ – степень деформации сдвига в момент начала
 i-й стадии нагружения;

 Λ_{ij} и Π_{ij} — соответственно степень деформации сдвига и показатель напряженного состояния на *j*-м этапе *i*-й стадии нагружения без учета истории нагружения;

K(N - n) - ядро функционала;

R(N - n) – резольвента ядра функционала;

 $\phi(\Lambda)$ — функция влияния предшествующей деформации на формирование напряженно-деформированного состояния;

 Λ_n — степень деформации сдвига, накопленная к концу *n*-го этапа нагружения;

 $\Delta \Pi_n$ — изменение показателя напряженного состояния на *n*-м этапе нагружения.

Здесь под *n*-м этапом нагружения подразумеваются текущий и все предшествующие этапы нагружения.

Влияние истории нагружения имеет затухающий характер, в общем виде значения ядра функционала и резольвенты ядра функционала в ключевых точках можно определить по формулам:

$$K_i = a_K \exp(b_K i), \tag{5}$$

$$R_i = a_R \exp(b_R i), \tag{6}$$

где i — номер ключевой точки, для которой рассчитывается значение ядра и резольвенты ядра функционала, увеличение номера соответствует более ранним точкам (на рис. 2 точки 0—5 от рассматриваемой точки A);

 a_K , b_K , a_R и b_R — коэффициенты, постоянные для данного материала, коэффициенты b_K и b_R имеют отрицательное значение.

Для определения коэффициентов были проведены экспериментальные исследования накопления деформации и исчерпания запаса пластичности при ППД в наследственной постановке.

Образцы диаметром 41,5_{-0,5} мм из стали 45 ГОСТ 1050-88 (160...180 HV) обкатывали роликом по различным режимам в несколько рабочих ходов вплоть до начала разрушения металла поверхностно-





0-5 – предшествующие ключевые точки; A – рассматриваемая ключевая точка



го слоя. Обкатывание проводили с использованием однороликовой установки со следующими режимами: диаметр ролика $D_p = 95$ мм; подача S = 0.07 мм/об; частота n = 630 об/мин.

Образец № 901 обкатывали роликом с профильным радиусом $R_{пp} = 2,5$ мм и усилием обкатывания P = 2500 H, образец № 806 – $R_{пp} = 5$ мм; P = 1500 H. Такие режимы позволили получить пластическое течение в *очагах деформации* (ОД) разной интенсивности: интенсивное – для образца № 901 и менее интенсивное – для образца № 806.

Обкатывание на первом рабочем ходу осуществляли почти на полную длину образца с фиксацией очага деформации путем быстрого отвода ("отстрела") деформирующего инструмента (рис. 3). При этом в поверхностном слое формировались свойства, которые являлись исходными для последующего рабочего хода. Вторым рабочим ходом проводили обкатывание уже обработанной поверхности до получения стационарного очага деформации и его фиксации. Затем проводили обкатывание этой же поверхности последующими рабочими ходами вплоть до полного разрушения металла поверхностного слоя и появления следов "шелушения". Начало разрушения означало накопление предельных деформаций и полное исчерпание запаса пластичности материалом поверхностного слоя детали ($\Psi = 1$).

В итоге получали ряд очагов деформации, каждый из которых был сформирован в условиях неизменных технологических факторов при изменении истории нагружения.

Начало разрушения для образца № 901 произошло после трех рабочих ходов, для образца № 806 — после четырех рабочих ходов.

После обкатывания профилографированием фиксировали очаги деформации, форму и геометрические размеры которых использовали в качестве исходных данных для конечно-элементного моделирования. Кривую течения материала задавали с учетом упрочнения на предшествующих рабочих ходах. Для этого модуль Юнга и экстраполированный предел текучести изменяли таким образом, чтобы пластическая деформация начиналась с напряжения, соответствующего накопленной ранее деформации.

Численные значения Л и П получали путем конечно-элементного моделирования (МКЭ). Геометрию моделей строили по значениям геометрических размеров экспериментальных очагов деформации. Полученные в результате конечно-элементного моделирования значения использовали в качестве исходных данных для оценки накопления свойств поверхностного слоя вдоль линий тока в очаге деформации.

В результате моделирования получали значения Λ и П в ключевых точках программы нагружения с учетом истории нагружения – $\Lambda_{MK\ni}^{HH}$ и $\Pi_{MK\ni}^{HH}$.

Также получали описание программ нагружения по аналитическим моделям, позволяющим определять Λ и Π по геометрическим размерам очага деформации *без учета истории нагружения* (БИН) – $\Lambda_{OД}^{БИН}$ и $\Pi_{OQ}^{БИН}$.

Расчет Л осуществляли по суммарному углу наклона касательной к профилю очага деформации [1], П — по регрессионным моделям, связывающим П и геометрические параметры очага деформации.

Полученные результаты для образцов № 901 и № 806 приведены в таблице и рис. 4, 5 соответственно. В таблице и далее цифра через точку после номера образца означает порядковый номер рабочего хода,



2,4¹,0 2,0 3,0 Номер рабочего хода Рис. 5. Показатель напряженного состояния в ключевых точках ПН с учетом (1, 4) и без учета (2, 3) истории нагружения:

 $1 - \Pi_{MK\Im}^{HH}(901); 2 - \Pi_{OQ}^{EHH}(901); 3 - \Pi_{OQ}^{EHH}(806); 4 - \Pi_{MK\Im}^{HH}(806)$

Рис. 4. Степень деформации сдвига в ключевых точках ПН с учетом (1, 4) и без учета (2, 3) истории нагружения:

 $I - \Lambda_{MK\ni}^{UH}(901);$ $2 - \Lambda_{O,\Pi}^{5UH}(901);$ $3 - \Lambda_{O,\Pi}^{5UH}(806);$ $4 - \Lambda_{MK\ni}^{UH}(806)$

на котором был получен данный очаг деформации. Так, например, 901.1 означает, что это очаг деформации, полученный при обкатывании первым рабочим ходом (по исходной поверхности), 901.2 – очаг деформации, полученный при обкатывании вторым рабочим ходом и т.д.

Анализ полученных результатов показывает, что влияние истории нагружения на степень деформации сдвига и показатель напряженного состояния в ключевых точках программ нагружения имеет сложный характер.

Так, для образца № 901, который характеризуется интенсивным пластическим течением, значения Λ с учетом и без учета истории нагружения отличаются незначительно. При этом значения без учета истории нагружения несколько ниже, чем с ее учетом. Значения П без учета истории нагружения ниже, чем с ее учетом, при этом разница для последующих рабочих ходов увеличивается.

Для образца № 806, пластическое течение в котором менее интенсивное, закономерности обратные. Значения Λ , рассчитанные без учета истории нагружения, значительно больше, чем с учетом истории нагружения. Значения П без учета истории нагруже-

Результаты расчета Л и П в ключевых	к точках программы нагружения с	с учетом и без учета истории	нагружения
-------------------------------------	---------------------------------	------------------------------	------------

Номер ОД	Номер точки ПН	$\Lambda^{\rm MH}_{\rm MK\Im}$	Пин МКЭ	$\Lambda_{OZ}^{БИH}$	Под
	1	0	-0,577	0	-0,577
001.1	2	0,580	-3,800	0,556	-3,710
901.1	3	0,710	+0,510	0,687	+0,600
	4	0,713	+0,577	0,693	+0,577
	1	0,713	-0,577	0,693	-0,577
901.2	2	1,093	-3,700	1,108	-3,214
	3	1,203	+0,490	1,215	+0,600
	4	1,206	+0,577	1,217	+0,577
	1	1,206	-0,577	1,217	-0,577
901.3	2	1,456	-3,500	1,462	-2,910
	3	1,576	+0,370	1,531	+0,600
	4	1,578	+0,577	1,533	+0,577

2,6

Номер ОД	Номер точки ПН	$\Lambda^{\rm MH}_{\rm MK\Im}$	$\Pi^{\rm MH}_{\rm MK\Im}$	$\Lambda_{O extsf{D}}^{ extsf{b} extsf{U} extsf{H}}$	П _{ОД}
	1	0	-0,577	0	-0,577
00/ 1	2	0,180	-3,200	0,226	-3,224
806.1	3	0,210	+0,600	0,277	+0,600
	4	0,212	+0,577	0,283	+0,577
	1	0,212	-0,577	0,283	-0,577
806.2	2	0,302	-3,000	0,457	-3,090
806.2	3	0,352	+0,580	0,499	+0,600
	4	0,354	+0,577	0,505	+0,577
	1	0,354	-0,577	0,505	-0,577
00()	2	0,424	-2,900	0,650	-3,003
806.3	3	0,474	+0,580	0,688	+0,600
	4	0,476	+0,577	0,693	+0,577
	1	0,476	-0,577	0,693	-0,577
806.4	2	0,536	-2,500	0,818	-2,931
	3	0,576	+0,580	0,852	+0,600
	4	0,578	+0,577	0,857	+0,577

Продолжение табл.

ния больше, чем с учетом истории нагружения, разница значений по сравнению с образцом № 901 меньше.

Коэффициенты ядра и резольвенты ядра функционала определяли с использованием двухпараметрической оптимизации методом последовательного изменения параметров (коэффициентов *a* и *b*).

Критерием оптимальности параметров являлось минимальное значение дисперсии расчетных значе-



ний $\Lambda_{\Phi}^{\text{ИН}}$ и $\Pi_{\Phi}^{\text{ИH}}$ (по формулам (3) и (4)) относительно значений $\Lambda_{\text{MK}\ni}^{\text{ИH}}$ и $\Pi_{\text{MK}\ni}^{\text{ИH}}$. Полученные значения коэффициентов приведены ниже:

Коэффициент	a_K	b_K	a_R	b_R
Значение	0,91	-0,63	4,97	-6,93

Расчетные значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках программы нагружения, рассчитанные по формулам (3) и (4), с принятыми коэффициентами показаны на рис. 6 и 7 соответственно.

Заключение

Дисперсия степени деформации сдвига для $\Lambda^{\rm ИH}_{\rm MK\Im}$ и $\Lambda^{\rm БИH}_{\rm OQ}$ образцов № 901 и № 806 составила 0,464; для $\Lambda^{\rm ИH}_{\rm MK\Im}$ и $\Lambda^{\rm UH}_{\Phi}$ – 0,072. Дис-

Рис. 6. Степень деформации сдвига в ключевых точках ПН с учетом истории нагружения, рассчитанная с использованием метода конечных элементов (2, 3) и функционала (3) (1, 4):

ментов (2, 3) и функционала (3) (1, 4): $I - \Lambda_{\Phi}^{\text{ИH}}$ (901); $2 - \Lambda_{\text{MK9}}^{\text{ИH}}$ (901); $3 - \Lambda_{\text{MK9}}^{\text{ИH}}$ (806); $4 - \Lambda_{\Phi}^{\text{ИH}}$ (806)



Рис. 7. Показатель напряженного состояния в ключевых точках ПН с учетом истории нагружения, рассчитанный с использованием метода конечных элементов (1, 4) и функционала (4) (2, 3): $1 - \Pi_{MK\ni}^{HH}(901); 2 - \Pi_{\Phi}^{HH}(901); 3 - \Pi_{\Phi}^{HH}(806); 4 - \Pi_{MK\ni}^{HH}(806)$

персия показателя напряженного состояния для $\Pi_{MK\Im}^{UH}$ и $\Pi_{OД}^{БUH}$ образцов № 901 и № 806 составила 0,796; для $\Pi_{MK\Im}^{UH}$ и Π_{Φ}^{UH} – 0,175.

Таким образом, получено описание функционала наследственного типа, позволяющего оценивать трансформацию программы нагружения под действием истории нагружения. Наличие такого описания позволяет корректно оценивать значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках программы с учетом истории нагружения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение-1, 2007. 400 с.

2. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. М.: Металлургия, 1986. 688 с.

УДК 621.7.092

Е.Ю. Крупеня, В.А. Лебедев (Азовский технологический институт, филиал ДГТУ) E-mail: tmatidgtu@aaanet.ru

Повышение качества поверхности деталей в процессе их виброотделки средами органического происхождения

Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований финишной отделки поверхностей деталей средами органического происхождения. Предложены модели по оценке качества поверхности и производительности процесса, расширяющие технологические возможности вибрационной отделочной обработки деталей с использованием данного вида обрабатывающих сред.

Ключевые слова: вибрационная обработка, среда органического происхождения, шероховатость, микронеровность поверхности, микропластическая деформация, микросглаживание, амплитуда, чистота.

The results of the theoretical and experimental researches of final smoothing of detail's surface with the medium of organic origin are presented. The models for the estimation of quality of the surfaces and productivity of the process for expansion of technological possibilities of the vibrating processing of details with the help of this kind of medium are suggested.

Keywords: vibrating processing, medium of organic origin, roughness, surface microroughness, microplastic deformation, microsmoothness, amplitude, frequency.

Формируемая в процессе отделочных операций микрогеометрия поверхности деталей во многом определяет как эксплуатационные свойства деталей, так и их товарный вид. Кроме того, от степени подготовки поверхности на стадии механической финишной обработки зависит качество наносимых антикоррозионных и других специальных покрытий. В ряде случаев, в частности, при обработке медицинских инструментов, возникает необходимость улучшения качест-

ва уже сформированного на поверхности покрытия, нанесенного гальваническим или электрохимическим способами. Для решения этих задач в машиностроительной практике применяются методы отделочной упрочняющей обработки специально созданными для этих целей инструментами или обрабатывающими средами.

Вместе с тем, как свидетельствуют проведенные экспериментальные исследования (рис. 1), для фи-



Рис. 1. Изменение шероховатости поверхности обрабатываемой детали при виброобработке средами органического происхождения (обрабатывающая среда – "косточки вишни") при A = 3 мм; f = 35 ГЦ:

1 – алюминий, 45 HB; *2* – латунь, 57 HB; *3* – бронза, 85 HB; *4* – медь, 93 HB

нишной отделки высокоточных деталей, гидроаппаратуры, электротехнических изделий, медицинских инструментов, изделий бытового назначения могут быть использованы обрабатывающие среды органического происхождения, такие как косточки плодовых деревьев (вишня, черешня, абрикос, алыча), деревянные кубики различных по твердости пород деревьев, измельченная кора ореха, технологические возможности которых в настоящее время мало изучены. Применение подобного типа обрабатывающих сред позволяет расширить номенклатуру способов финишной отделки деталей.

Целью исследований является моделирование процесса виброобработки деталей средами органического происхождения, в частности, косточками вишневых деревьев.

Особенность отделочной обработки косточковыми органическими средами заключается в том, что улучшение качества поверхности детали обеспечивается не в результате микрорезания, из-за отсутствия абразивной составляющей, а в результате микропластической деформации (микросглаживания) микронеровностей обрабатываемой поверхности.

Под производительностью вибрационной отделочной обработки косточковыми органическими средами следует понимать интенсивность достижения заданных конечных параметров обрабатываемой поверхности в результате ее микросглаживания. Если предположить, что все микронеровности обрабатываемой поверхности в процессе виброотделки косточковыми органическими средами подвергаются одинаковому воздействию, то в качестве основополагающей модели по оценке изменения шероховатости поверхности обрабатываемой детали может быть принята следующая модель вида:

$$Ra_i = Ra_{\text{ucx}} - \sum_{i=1}^{i=N} \delta_i, \qquad (1)$$

где Ra_{ucx} — исходная шероховатость поверхности обрабатываемой детали;

 δ_i — величина микропластической деформации микрогребешка за один акт силового воздействия на него частиц обрабатывающей среды;

i — число актов силового взаимодействия частиц с микрогребешком.

Установлено, что с каждым последующим взаимодействием частиц с обрабатываемой поверхностью величина микропластической деформации микронеровностей *r* снижается в 1,34 раза [1]:

$$r = \frac{\delta_1}{\delta_2} = \frac{\delta_2}{\delta_3} = \dots \frac{\delta_{i-1}}{\delta_i}$$

где δ₁, δ₂, ..., δ_i – значения микропластической деформации при 1-м, 2-м и последующих взаимодействиях частиц с микрогребешком.

Таким образом, суммарную величину микропластической деформации за время обработки *t* можно выразить

$$\sum_{i=1}^{i=N} \delta_i = \delta_1 \left(1 + \frac{1}{r} + \frac{1}{r^2} + \dots + \frac{1}{r^i} \right).$$

Выражение в скобках представляет собой геометрическую прогрессию, сумма которой равна

$$S_m = \frac{r - \left(\frac{1}{r}\right)^{r-1}}{r-1}.$$
 (2)

С учетом (2) выражение изменения шероховатости поверхности при виброотделке косточковыми органическими средами примет вид

$$Ra_{i} = Ra_{\text{MCX}} - \delta_{1} \frac{r - \left(\frac{1}{r}\right)^{i-1}}{r-1}.$$
 (3)

Для практического применения предложенной модели необходимо провести теоретическое и экспериментальное обоснование величины микропластической деформации в точке единичного контакта частиц с обрабатываемой поверхностью при первом акте силового воздействия.

Процесс микропластической деформации протекает на вершинах микронеровностей, сформированных

на поверхностях или в процессе предварительной механической обработки (шлифования, виброабразивной отделки или нанесения покрытия) и обладающих в силу геометрической остроугольной формы, ослабленными прочностными свойствами по сравнению с их основанием. Силовое воздействие частиц на микронеровности обеспечивает эффект микросглаживания при обработке косточковыми органическими средами, имеющими при своем малом удельном весе относительно высокую прочность. По своей физической сущности процесс микропластической деформации аналогичен процессам макропластической деформации, протекающим при виброударной обработке, получившей широкое распространение в отделочно-упрочняющих технологиях деталей машин.

Для расчета удельной микродеформации за один энергоимпульс рассмотрим зависимость для оценки изменения шероховатости в процессе виброударной обработки [2]:

$$\delta = K_{\rm cp} \, K_{Ra} \, \sqrt{\frac{2\,\Im}{\pi {\rm HB} D}},\tag{4}$$

где K_{cp} — коэффициент, учитывающий изменение физико-биологических свойств обрабатывающей органической среды (влажность, усыхание ядра косточки) от периода созревания до момента ее эксплуатации и изменяющийся от 1 до 0,8 (при длительном ее хранении);

 K_{Ra} — коэффициент, учитывающий геометрические размеры микропрофиля обрабатываемой поверхности, сформированной на предшествующих операциях, после механической обработки (полирование, виброабразивная обработка) или нанесения покрытий;

 Э – энергия соударения частиц обрабатывающей среды с обрабатываемой поверхностью;

НВ – твердость обрабатываемой поверхности;

D – средний диаметр частиц обрабатывающей среды.

Как следует из (4), в качестве основных факторов обусловливающих величину микропластической деформации и, как следствие, микросглаживание поверхности, выступают гранулометрические характеристики частиц обрабатывающей среды, геометрические и физико-механические свойства микронеровностей обрабатываемой поверхности, а также энергия соударения. Совокупность этих факторов в целом раскрывает физическую сущность процесса обработки деталей косточковыми органическими средами.

Величину *К*_{*Ra*} следует оценивать по высоте микронеровностей обрабатываемой поверхности относительно профиля предельно достигаемого качества поверхности методами отделочной обработки деталей, используя соотношение

$$K_{Ra} = \frac{Ra_{\text{ucx}} - Ra_{10}}{Ra_{\text{ucx}}},$$

где Ra_{10} – высота микронеровностей поверхности, обработанных по квалитету 10.

Для определения энергии соударения частиц пограничного слоя органической косточковой обрабатывающей среды с поверхностью обрабатываемой детали воспользуемся формулой, предложенной в работах [2, 3]:

$$\Theta = 2m_{\Sigma} (A\omega \cos\alpha)^2 (1 - R^2) K_{\pi}, \qquad (5)$$

где m_{Σ} — приведенная масса соударяющихся с обрабатываемой поверхностью частиц обрабатывающей среды;

А – амплитуда колебаний виброкамеры;

ω – угловая частота колебаний виброкамеры;

α – угол соударения частиц в точке контакта;

R — коэффициент восстановления скорости соударений;

*K*_д – коэффициент, характеризующий динамическое состояние обрабатывающей органической среды.

Анализ применения формулы (5) для оценки энергетического состояния частиц обрабатывающей органической среды показал, что она имеет один существенный недостаток, а именно отсутствие пороговой амплитуды колебаний, ниже которой движение органической среды и, естественно, процесс микросглаживания поверхности отсутствует. Результаты экспериментальных исследований виброабразивной и виброударной обработок [2, 3] показывают, что пороговая амплитуда зависит от частоты вибрации, причем с ростом частоты вибрации пороговая амплитуда снижается. Особенности обоснования этого явления установлены в работах [4, 5], посвященных динамике сыпучих тел, подвергаемых вибрации, где показано, что движение частиц, находящихся на шероховатой вибрирующей поверхности, в режиме "с подбрасыванием" (а именно такой режим реализуется на вибростанках) может начаться при величине виброперегрузки

$$\widetilde{A} = \frac{A\omega^2}{g} > 1, \tag{6}$$

где g – ускорение свободного падения (9,8 м/с²).

Из (6) вытекает зависимость для определения пороговой амплитуды в функции от частоты f колебаний обрабатывающей среды

$$A_0 \omega^2 \ge g \Longrightarrow A_0 \approx \frac{g}{4\pi^2 f^2}.$$
 (7)

Таким образом, в формуле (5) целесообразно ввести пороговую амплитуду, а амплитудную зависимость записать в виде $A-A_0$, где $A > A_0$. Аналогично амплитуде более корректно ввести и пороговую частоту, начиная с которой обрабатывающая органическая среда может прийти в движение, представив частотную зависимость как:

$$\omega - \omega_0 = 2\pi (f - f_0),$$

где $\omega = 2\pi f; \ \omega_0 = 2\pi f_0.$

Экспериментальные данные, представленные в работах [2, 3, 6], свидетельствуют о том, что для большинства вибростанков с циркуляционным характером движения величина f_0 находится в интервале 10...15 Гц.

На основании вышеизложенных рассуждений формула (5) для определения энергии соударения, включающая амплитудную и частотную зависимости, примет вид:

$$\Im = 8\pi^2 m_{\Sigma} [(A - A_0)^n (f - f_0)^\beta \cos\alpha]^2 (1 - R^2) K_{\pi}, \quad (8)$$

где *n* — коэффициент корректировки влияния амплитуды на энергетическое состояние обрабатывающей среды;

β – коэффициент корректировки влияния частоты
 на энергетическое состояние обрабатывающей среды.

Кроме того, из работ [2, 3, 6] следует, что в динамическом отношении обрабатывающая среда представляет собой многомассовую, дискретную, виброударную систему с распределенными и импульсивно изменяющимися параметрами. В связи со сложностью процессов отрыва и соударения обрабатывающей среды с виброконтейнером и деталью их массовые характеристики, как правило, исследуют экспериментально. На основе теоретических и экспериментальных исследований, проведенных в этом направлении в работах [2, 3], предложено обобщающее уравнение, приближенно определяющее значение приведенной массы m_{Σ} группы частиц, участвующих в такте соударения с поверхностью детали. Для случая обработки органическими средами

$$m_{\Sigma} = m_i \frac{l_{\pi}}{l_{\pi} R},\tag{9}$$

где *m_i* – масса одной частицы;

 $l_{\rm A}$ — динамический зазор между стенками рабочей камеры и прилегающими слоями обрабатывающей среды, который приблизительно равен величине амплитуды колебаний;

*l*_ч – динамический зазор между частицами обрабатывающей среды.

Наличие динамических зазоров и их зависимость от параметров колебаний являются характерными особенностями виброотделочных технологических систем. Величина зазора существенно влияет на производительность и равномерность обработки. Отклонения значений динамических зазоров от оптимальных снижают производительность обработки.

Динамические зазоры между стенками рабочей камеры и прилегающими слоями обрабатывающей среды зависят от динамического состояния среды и, как показано на рис. 2 [3], имеют зависимость от амплитуды для свободного состояния обрабатывающей среды, близкую к линейной:

$$l_{\pi} = K_{\pi} A, \tag{10}$$

где K_{π} изменяется от 0,9 при свободном состоянии до 0 при большом сжатии среды.

В свою очередь, в процессе виброколебания обрабатывающей среды, вызывая ее разрыхление, между частицами образуются динамические зазоры, величину которых можно оценить коэффициентом объемного разрыхления

$$K_{\vartheta} = \frac{\vartheta_{\text{p.c}}}{\vartheta_0},\tag{11}$$

где ϑ_0 и $\vartheta_{p,c}$ — объемы рабочей среды, занимаемые соответственно при отсутствии колебаний виброконтейнера и при его колебаниях, с ускорением выше ускорения свободного падения.



Рис. 2. Зависимость безразмерного динамического зазора $I_{\rm g}$ от амплитуды колебаний контейнера: $1 - 103 \,{\rm c}^{-1}$; $2 - 57 \,{\rm c}^{-1}$; $3 - 74,1 \,{\rm c}^{-1}$; $4 - 70,3 \,{\rm c}^{-1}$; $5 - 49,4 \,{\rm c}^{-1}$



Рис. 3. Зависимость циркуляционной скорости потока обрабатывающей среды от частоты вибраций камеры при:

1 - A = 0.5 MM; 2 - A = 1.5 MM; 3 - A = 2.5 MM

При $K_9 = 1$, когда разрыхление в обрабатывающей среде отсутствует, то динамического зазора между частицами нет. При динамическом разрыхлении $K_9 > 1$ появляются зазоры, величину которых согласно работе [2] приближенно можно определить из соотношения:

$$l_{\pi} = 0.25 D(K_{\vartheta} - 1). \tag{12}$$

Из работ по теории виброударных систем различного технологического назначения и теории удара известно, что коэффициент восстановления скорости соударения *R* интегрально отражает напряженно-деформационные процессы. Данный коэффициент необходим для обеспечения требуемой точности расчета, понимания физической сущности физико-механических процессов, которые происходят на границе ударного контакта между обрабатываемой поверхностью детали и гранулами органической среды.

Значение коэффициента R для косточковых органических сред определяли из известной зависимости, предложенной в работах [2, 4, 5]:

$$R = \sqrt{\frac{h_+}{h_-}},\tag{13}$$

где h_+ и h_- – соответственно высота отскока и падения.

На основании проведенных экспериментов установлено, что для фруктовых косточковых деревьев (вишня, черешня) R = 0,14.

Таким образом, динамические свойства обрабатывающей среды, такие как разрыхление, динамические зазоры, коэффициент восстановления, оказывают влияние на величину приведенной массы частиц, участвующих в соударениях с обрабатываемой поверхностью детали.

С учетом вышеизложенных исследований формула для оценки удельной величины микропластической деформации, обусловливающей микросглаживание микронеровности поверхности за один энергоимпульс при первичном воздействии частиц, примет вид

$$\delta_{i} = K_{\rm cp} K_{Ra} K_{\pi} (A - A_{0})^{n} \times (f - f_{0})^{\beta} \cos \alpha \sqrt{\frac{8\pi m_{\Sigma} (1 - R^{2})}{\text{HB}D}}.$$
(14)

В работах, посвященных виброобработке [2, 3, 6], установлено, что увеличение объема загрузки приводит к интенсификации обработки. Увеличение интенсивности обработки при росте объема авторы связывают с двумя факторами:

1) увеличение интенсивности циркуляционного движения массы загрузки в камере;

 2) рост внутренних напряжений, обусловленных в значительной степени гидростатическими силами при увеличении высоты столба загрузки среды.

Эти утверждения получили доказательство в работе [7], в которой показано, что при стремлении циркуляционного эллипса к окружности (сближение малой и большой полуосей) движение среды наименее энергозатратно из-за минимальности потерь на внутреннее межслойное трение, что обусловливает высокую виброподвижность среды.

Кроме того, при интенсивной циркуляции в отсутствие застойных зон и сводов характер изменения давления по глубине близок к гидростатистическому. В силу указанных факторов предлагается производить деление камеры на зоны по признаку интенсивности обработки [2, 7, 8].

В результате экспериментальных и теоретических исследований [6] выявлено, что условиями образования стационарного циркуляционного движения обрабатывающей среды по слабо эксцентричным (близким к окружности) эллипсам является условие виброобработки в виброкамерах, характеризующееся следующими соотношениями:

$$\frac{H}{L} \approx 1; \ \frac{H}{D} > 6; \ \frac{(A\omega)^2}{gH} < 0.5,$$
(15)

где *H* – высота загрузки;

L – ширина сечения камеры.

Кроме того, в работе [6] также показано, что в условиях воздействия на поверхность деталей стационарного потока обрабатывающей среды величина удельной объемной интенсивности обработки пропорциональна плотности потока энергии среды, взаимодействующей с поверхностью детали. Для случаев размещения детали в глубине потока, т.е. при наличии гидростатической составляющей напряжений, установлено, что плотность потока энергии равна произведению средней скорости среды v на гидростатическое давление *p*. Это позволяет выразить удельную величину микросглаживания микронеровностей через отношение плотности потока энергии среды к постоянной величине Σ , назвав ее по аналогии с работой [6] модулем микропластической деформации

$$\delta^* = \frac{p_{\rm V}}{\Sigma}.$$
 (16)

Значение Σ зависит от природы органической среды и ее свойств, она является неким комплексным параметром, характеризующим микромеханику микродеформации в данной трибосистеме.

Поскольку модуль Σ является константой, независящей от динамического состояния среды, то его целесообразно идентифицировать с коэффициентом K_{cp} , характеризующим свойства органической среды в формуле (14).

Выражая давление через высоту загрузки *H*, получаем:

$$\delta^* = \frac{\rho g H v}{\Sigma},\tag{17}$$

где ρ – плотность органической среды, $\rho = 0.52$ кг/м³ (среда органического происхождения "косточка вишни")

$$\rho = \frac{m}{V}.$$
 (18)

Рассматривая рабочую камеру не сильно вытянутой или сплюснутой вдоль оси, выразим высоту загрузки через объем:

$$\delta^* = \frac{\rho g v}{\Sigma} \sqrt[3]{\vartheta}. \tag{19}$$

Согласно исследованиям, представленным в работе [5] и на рис. 3, скорость циркуляционного движения среды внутри U-образной камеры определяется соотношением

$$\mathbf{v} = \frac{Af}{2}.\tag{20}$$

Преобразуем выражение (19) к виду

$$\delta^* = \pi g \frac{\rho}{\Sigma} A f \sqrt[3]{\vartheta}, \qquad (21)$$

где Σ характеризует свойства обрабатывающей органической среды;

 $A, f, \sqrt[3]{9}$ учитывают динамические режимы и размеры камеры.

Сравнение выражений (14) и (21) показывает, что они имеют общие физические черты. Соотношение (21) носит более идеализированный характер и содержит повышение амплитуды и частоты в первой степени. В соотношении (14) превышение амплитуды и частоты над порогом, с которого начинается движение среды, входит с показателем в *n*-й и β-й степени. Эта особенность отвечает более реальным условиям, так как в поле тяжести виброперемещение частиц рабочей среды может начаться только после преодоления ими некоторого энергетического порога. Поэтому вполне обоснованно можно считать выражение (14) уточнением выражения (21) в части зависимости микропластической деформации от частоты и амплитуды. Вместе с тем зависимость микропластической деформации от объема загрузки, отраженная в соотношении (21), имеет принудительный характер и должна быть предусмотрена в соотношении (14).

Таким образом, модель процесса микросглаживания поверхностного слоя косточковыми органическими средами может быть представлена в следующем виде:

$$\delta = K_{cp} K_{Ra} K_{\pi} (A - A_0)^n (f - f_0) \beta \cos \alpha \times \\ \times \left[\frac{8 \pi m_{\Sigma} (1 - R^2)}{\text{HB}D} \right]^{0.5} \sqrt[3]{9};$$

$$f_0 = 10...15 \ \Gamma_{\text{H}}; \ A_0 = \frac{g}{4 \pi^2 f_0^2};$$

$$\frac{H}{L} \approx 1; \ \frac{H}{D} > 6; \ \frac{(A \omega)^2}{g \text{H}} < 0.5.$$
(22)

Для оценки производительности процесса виброотделки косточковыми органическими средами предлагается использовать теоретико-вероятностную модель, предложенную в работе [1], в виде

$$T_{\text{obp}} = \frac{i}{Pf},$$

где i = 15...20 — количество ударов в одну точку;

Р – вероятность того, что любая точка обрабатываемой поверхности подвергается микропластической деформации за один энергоимпульс, сообщаемый органической среде.

Сравнительный анализ экспериментальных данных, представленных на рис. 1, с расчетными данными по формулам (3), (22) позволил уточнить коэффициенты корректировки влияния амплитуды (n = 1,25) и частоты ($\beta = 0,15$) на энергетические параметры обрабатывающей среды, а также показал, что предложенная модель процесса микросглаживания позволяет с достаточной точностью (в пределах 10...15 %) оценить повышение качества отделки поверхности косточковыми органическими средами в условиях виброобработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лебедев В.А. Технология динамических методов поверхностного пластического деформирования: Научное издание. Ростов-на-Дону: Издательский центр ДГТУ, 2006. 183 с.

2. Бабичев А.П., Бабичев И.А. Основы вибрационной технологии. Ростов-на-Дону: Издательский центр ДГТУ, 1998. 624 с.

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

4. Блехман И.И. Поведение сыпучих тел под действием вибрации // Вибрации в технике. Справочник. М.: Наука, 1988. Т. 4. С. 78–98.

УДК 621.787.4

5. Гончаревич И.Ф. Теория вибрационной техники и технологии. М.: Наука, 1981. 319 с.

6. Шевцов С.Н. Компьютерное моделирование динамики гранулированных сред в вибрационных технологических машинах. Ростов-на-Дону: Изд-во СКНЦ ВШ, 2001. 194 с.

7. **Карташов И.Н.** Обработка деталей свободными абразивами в вибрирующих резервуарах. Киев: Вища шк., 1975. 188 с.

8. **Кулаков Ю.М.** Отделочно-зачистная обработка деталей. М.: Машиностроение, 1979. 216 с.

А.Г. Суслов (ГОУ ВПО Московский государственный индустриальный университет), Р.В. Гуров (ГОУ ВПО Брянский государственный технический университет) *E-mail: mootechmash@mail.ru*

Проектирование операций отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием

Изложена методика проектирования операций отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием, учитывающая явление наследования и позволяющая управлять им, а также зависимости для расчета параметров шероховатости.

Ключевые слова: технология машиностроения, поверхностно-пластическое деформирование, проектирование операций, качество поверхностного слоя, режимы обработки, инструмент.

The paper sets out the methodology of design operations, finishing and processing of surface-hardening plastic deformation, taking into account the phenomenon of inheritance and allows you to manage them, as well as the dependences for calculating the roughness parameters.

Keywords: manufacturing engineering, surface plastic deformation, design operations, the quality of the surface layer, processing modes, tool.

Несмотря на весьма длительную историю развития методов *поверхностно-пластического деформирования* (ППД), на сегодняшний день не разработано общей методологии, позволяющей проектировать операции *отделочно-упрочняющей обработки* (ОУО) ППД, для обработки заданной поверхности с требуемыми параметрами качества поверхностного слоя, следовательно, невозможно создание алгоритма и программы автоматизированного проектирования таких операций. В то же время имеются отдельные литературные данные, позволяющие разработать общую методологию проектирования операций для ОУО ППД.

При проектировании операций ОУО ППД предлагается алгоритм, представленный на рис. 1. Исходными данными для проектирования являются: размеры, форма и требуемая точность поверхности, шероховатость, степень и глубина упрочнения поверхностного слоя, материал и размеры детали.

Поскольку возможности ОУО ППД по повышению точности не превышают высоты неровностей профиля шероховатости поверхности, то можно считать, что она полностью обеспечивается точностью предшествующей обработки. Исходя из заданной точности окончательно обработанной поверхности, определяется метод предшествующей обработки, который в свою очередь определяет исходную шероховатость поверхности. В настоящее время накоплены достаточно обширные банки данных по различным методам обработки, что позволяет решить эту задачу. Очевидно, что в результате будет получено несколько методов обработки, обеспечивающих необходимую точность поверхности.

Выбор среди этих методов необходимо производить в соответствии с условиями конкретного производства конкретной детали. Критерием выбора может быть производительность, наличие оборудования и оснастки, минимальная себестоимость и др.

Следующим этапом проектирования является выбор метода и схемы ОУО ППД. Он осуществляется исходя из размеров детали, от которых зависит ее жесткость; размеров и формы обрабатываемой поверх-



Рис. 1. Алгоритм проектирования операции ОУО ППД

ности; требуемых характеристик качества поверхностного слоя, обусловленных эксплуатационными требованиями к детали; исходных параметров качества поверхностного слоя; типа производства, задающего требования по производительности обработки.

Последним этапом является определение геометрических параметров рабочей части инструмента и назначение режимов обработки. В один этап эти параметры объединены в силу весьма тесной взаимосвязи между ними при ОУО ППД.

В зависимости от требуемых значений шероховатости, степени и глубины упрочнения ОУО ППД подразделяется на отделочную, отделочно-упрочняющую и упрочняющую.

Отделочная обработка ППД производится с целью уменьшения исходной шероховатости поверхности и увеличения ее несущей способности, т.е. увеличения параметра шероховатости *tp* или уменьшения параметра *Rp* практически без упрочнения поверхностного слоя детали. Это необходимо для повышения износостойкости детали при жидкостном трении, контактной жесткости, герметичности и коррозионной стойкости. Процесс отделочной обработки ППД деталей осуществляется при рабочем давлении, обеспечивающем частичное сглаживание выступов шероховатости при контактном сближении $y_{\kappa} \leq 0.5 Rp_{исх}$.

ОУО ППД производится с целью уменьшения исходной шероховатости поверхности и увеличения ее несущей способности и частичного поверхностного упрочнения детали. Это необходимо для повышения износостойкости при граничном трении, контактной жесткости, герметичности и частично усталостной прочности деталей. Процесс ОУО ППД деталей осуществляется при рабочем давлении, обеспечивающем контактное сближение в пределах $0.5 Rp_{исх} \le y_{k} \le$

Упрочняющая обработка ППД производится с целью упрочнения поверхностного слоя детали. Это необходимо для повышения износостойкости при сухом трении и усталостной прочности деталей. При этом происходит полное изменение исходной шероховатости, вплоть до формирования нового регулярного профиля. Процесс упрочняющей обработки ППД осуществляется при $y_{\rm k} > Rp_{\rm nex}$.

В соответствии с [1, 2] общий вид зависимости для определения высоты неровности шероховатости при ОУО ППД имеет вид

$$Rz = h_1 + h_3 + h_4,$$

где составляющая *h*₁ обусловлена геометрией и кинематикой перемещения инструмента;

*h*₃ определяется величиной пластических деформаций исходных неровностей шероховатости;

 h_4 определяется шероховатостью рабочей поверхности инструмента (рис. 2).

Составляющие шероховатости определяются по следующим зависимостям:

• при ОУО ППД шариками и роликами кругового профиля [2]:

$$h_1 = S^2/(8r)$$

где S — подача, мм/об;

r – профильный радиус инструмента, мм;

• при ОУО ППД с каплевидным отпечатком [2]:

$$h_1 = r(1 - \cos\varphi_a) + + \sin\varphi_a \left(S \cos\varphi_a - \sqrt{S \sin\varphi_a (2r - S \sin\varphi_a)}\right),$$

где ϕ_a — задний угол вдавливания.

Составляющая *h*₄ определяется шероховатостью рабочей поверхности инструмента.

По результатам экспериментальных исследований при отделочных и отделочно-упрочняющих режимах ОУО ППД сглаживание неровностей происходит как за счет деформации вершин y_{κ} , так и за счет поднятия дна впадин шероховатостей. Причем профиль дна меняет свою форму незначительно. Поэтому можно говорить о том, что вытесненный из вершины материал перераспределяется, равномерно поднимая дно шероховатости на величину $y_{\rm och}$ (рис. 2). Зависимость



Рис. 2. Схема формирования шероховатости при отделочных и отделочно-упрочняющих режимах ОУО ППД

для расчета составляющей *h*₃ выглядит следующим образом:

$$h_3 = R z_{\text{исх}} - (y_{\text{к}} + y_{\text{осн}}).$$

При упрочняющих режимах ОУО ППД вследствие значительного обратного течения материала (в сторону, противоположную подаче), происходит вытеснение всего сформированного профиля шероховатости. В этом случае величина составляющей h_3 определяется неравномерностью протекания пластической деформации, обуславливаемой профилем инструмента, величиной подачи, исходной шероховатостью, свойствами обрабатываемого материала и другими факторами.

Наиболее важными режимами обработки ОУО ППД являются подача S_0 и рабочее усилие. Они имеют весьма тесную связь с геометрическими параметрами рабочей части инструмента. При заданном значении величины контактного сближения инструмента и обрабатываемой поверхности y_{κ} , величина подачи S_0 и геометрические параметры рабочей части инструмента определяют номинальный размер площадки контакта A_0 . Поскольку при отделочных и отделочно-упрочняющих режимах ОУО ППД каждая точка инструмента в пределах номинальной площад-

ки контакта обеспечивает свою величину контактного сближения $y_{\kappa i}$, а следовательно, и свою величину относительной контактной длины $tp_{\kappa i}$ и степени упрочнения k_i , то для определения рабочего усилия необходимо произвести суммирование полученных сил на элементарных площадках. Очевидно, что чем меньше размер площадки, тем точнее будет рассчитано рабочее усилие, но тем больше количество площадок. Усилие на элементарной площадке определяется по зависимости [1, 2]:

$$P_i = c' k_i \sigma_{\rm T} A r_i,$$

где c' = 2,85 - коэффициент стеснения;

 $G_{\rm T}$ – предел текучести;

 Ar_i — фактическая величина элементарной контактной площадки, определяемая без учета волнистости по [1] как $Ar_i = A_{oi}tp_{ki}$, где A_{oi} — геометрический размер элементарной площадки контакта;

 $tp_{_{ki}}$ — относительная контактная длина неровности на *i*-й элементарной площадке.

Определению рабочего усилия при упрочняющей обработке посвящено достаточно много работ. В наиболее общем виде расчет представлен, например, в [3]. Основными особенностями при этом являются наличие волны предшествующей деформации, способствующей упрочнению материала еще до контакта с рабочей поверхностью инструмента, и значительное пластическое течение материала в направлении, противоположном подаче.

Таким образом использование данного алгоритма позволяет спроектировать операцию ОУО ППД с учетом явления технологической наследственности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. Суслов А.Г. Качество поверхностного слоя деталей машин. М.: Машиностроение, 2000. 320 с.

3. Смелянский В.М. Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 300 с.





ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793.79

А.Д. Верхотуров, Л.А. Коневцов, П.С. Гордиенко, Е.С. Панин, Н.Н. Баринов, Л.П. Метлицкая (Дальневосточный государственный университет путей сообщения, г. Хабаровск) E-mail: konevts@narod.ru

К вопросу о микроструктуре, фазовом и химическом составах продуктов эрозии при электроискровом легировании боридами переходных металлов

Исследованы гранулометрический, химический, фазовый составы продуктов эрозии электродов при электроискровом легировании боридами металлов IV–VI групп вольфрамсодержащих твердых сплавов. Показано, что продукты эрозии в большинстве случаев содержат частицы твердой фазы, образованные в результате влияния термических напряжений при эрозии боридов, что подтверждает гипотезу о термомеханическом характере эрозии при электроискровом легировании. Показано, что химический и фазовый составы определяются взаимодействием материалов и межэлектродной среды. Предложен критерий эрозионной стойкости боридов и коэффициент хрупкости.

Ключевые слова: продукты эрозии, электроискровое легирование, фазовый и химический состав, структура, поверхностный слой, твердый сплав, электрод.

Researches of granule-metrical, phases and chemical composition of products of erosion of electrodes at electric-spark alloying by metals of IV-VI groups borides of hard tungsten alloys are carried out. It's shown that erosion products in most cases contain the corpuscles of hard phases formed as a result of influence of thermal pressure in the time of borides erosion that confirms a hypothesis about thermomechanical character of erosion at electric-spark alloying. It's shown, that phases and chemical composition are determined from interacting of materials and the interelectrode environment. The criterion of erosive resistance of borides and fragility factor is offered.

Keywords: erosion products, electric-spark alloying, phase and chemical composition, structure, surface layer, hard alloy, electrode.

Введение

В литературе имеется ограниченный, не систематизированный материал по исследованию гранулометрического, химического, фазового составов, продуктов эрозии материалов электродов при искровой обработке. Такие исследования представляют значительный научный и практический интерес, связанный с разработкой физико-химических моделей процессов эрозии, формирования измененного поверхностного слоя и его свойств, эффективности использования метода на практике. Они относятся преимущественно к исследованию продуктов эрозии при искровой размерной обработке с использованием в качестве электродов, как правило, металлов (Al, Fe, Cu, Zn, Sn, W), хотя для электроискрового легирования (ЭИЛ) и электроэрозионного диспергирования представляют первостепенный интерес.

Кроме того, при изучении ЭИЛ они позволяют сделать некоторые обобщающие выводы, в частности, продукты эрозии:

1) могут быть образованы из жидкой и газообразной фаз. Иногда отмечается их образование из твердой фазы (Золотых Б.Н. и др. О роли механических факторов в процессе эрозии в импульсном разряде. 1966);

2) округлой формы размером менее 10⁻⁴ см формируются из паровой фазы, а более этого размера — из жидкой фазы (по вышеупомянутой работе);

3) содержат преимущественно частицы, образовавшиеся из жидкой фазы, что подтверждало тепловую теорию эрозии металлов (Намитоков К.К. Об агрегатном состоянии, составе и строении продуктов электрической эрозии металлов. 1966).

Впервые исследования продуктов эрозии при ЭИЛ металлических поверхностей выполнены Г.В. Самсоновым с использованием в качестве элек-



Рис. 1. "Пирамиды" твердости (а) и температуры плавления (б) соединений металлов

тродов переходных металлов и их карбидов, что позволило объяснить характер формирования *легированного слоя* (ЛС) и его свойств. Исследования продуктов эрозии, особенно карбидов металлов, выявили значительное содержание в их составе частиц хрупкой фазы, что ставит под сомнение правильность предложенной тепловой гипотезы и делает необходимым продолжение исследований в этом направлении, например, при ЭИЛ боридами тугоплавких металлов.

Следует отметить, что использование в качестве легирующих электродов наиболее твердых из известных соединений металлов – боридов (рис. 1, *a*) представляет значительный научный и практический интерес, особенно для упрочнения *вольфрамсодержащих твердых сплавов* (ВТС) на основе WC, получивших наиболее широкое применение в качестве режущих инструментов в металлообработке и горном деле. Что касается исследования продуктов эрозии боридов переходных металлов IV–VI групп, то они вообще отсутствуют, хотя эти материалы являются наиболее перспективными электродными материалами, обладающими высокими твердостью, температурой плавления (рис. 1) и высокими эксплуатационными свойствами.

В работах [1, 2] показано, что работоспособность ВТС значительно повышается при использовании упрочняющих технологий материалами с большей твердостью и температурой плавления, чем у WC, например, TiB₂, CrB₂, ZrB₂, HfB₂, MoB₂ (рис. 1), в том числе с использованием метода ЭИЛ [3].

Однако высокая энергия связи системы Me-B боридов тугоплавких металлов, ответственная за высокие значения температуры плавления и твердости, способствует повышению доли частиц хрупкого разрушения в процессе эрозии, в том числе оксидов, что снижает эффективность процесса формирования ЛС.

Вышесказанное указывает на необходимость исследования продуктов эрозии по гранулометрическому, химическому, фазовому составам не только для выбора режимов обработки при ЭИЛ, но и для выбора эффективных анодных материалов.

В связи с этим в данной работе представлены результаты исследований микроструктуры, гранулометрического, фазового и химического составов продуктов эрозии, предложены некоторые пути повышения эффективности процесса ЭИЛ ВТС тугоплавкими боридами.

Методы и материалы

На основании анализа изложенных выше литературных данных и собственных исследований предложена гипотеза о термомеханической природе образования продуктов эрозии при ЭИЛ, а также изменении их фазового, химического состава в межэлектродном промежутке еще до контакта с материалом катода и образования ЛС. Предполагается, что взаимодействие при ЭИЛ материалов электродов и окружающей среды происходит не только на их поверхности, а уже в межэлектродном промежутке. При формировании продуктов эрозии и их движении в межэлектродном промежутке происходит изменение их фазового и химического состава, что должно оказывать значительное влияние на формирование ЛС [4, 5].



Рис. 2. Общая схема методики выполнения исследований

Разработана общая схема методики выполнения исследований (рис. 2).

В качестве анодов при ЭИЛ использовали бориды переходных металлов IV–VI групп. Электроды TiB₂, CrB₂, ZrB₂, HfB₂, MoB₂, CrTaB в виде призм размером $3 \times 4 \times 35$ мм³ получали методом горячего прессования в графитовых пресс-формах под давлением при температуре ~1900 °C в ИПМ НАН Украины по технологии, изложенной в работах Г.В. Самсонова. В качестве материала катода использовали твердый сплав ВK8, имеющий наиболее широкое применение среди ВTC при обработке материалов. Для ЭИЛ использовали установку "Элитрон-22А" с режимами: $I_{cp} =$ = 0,8 A; U_{cp} = 65 B; $t_{\rm имп}$ = 2·10⁻⁵ мин/с; средняя частота γ_{cp} = 100 имп./с; $E_{\rm расч}$ = 6,24 Дж/мин. Для металлографического, рентгенофазового, электронно-зондового анализов применяли приборы: EVO50 XVP; D8 ADVANCE; WDS/EDS JXA-8100. Для исследования микроструктуры материалов анода, катода, продуктов эрозии использовали микроскопы МИМ-10, Axiosplan-2 (Carl-Zeiss).

В процессе ЭИЛ продукты эрозии накапливали в специальной емкости и на стеклянных пластинках, размещенных у катода. Анализ гранулометрического состава продуктов эрозии проводили в соответствии с данными работ К.К. Намитокова, Б.Н. Золотых, Г.В. Самсонова и А.Г. Головейко.

Результаты и обсуждение

В табл. 1 приведены данные по исследованию гранулометрического состава и анализа продуктов эрозии боридов переходных металлов при ЭИЛ твердого сплава BK8 с различным удельным временем легирования *t*, мин/см².

В соответствии с методиками, изложенными в работах, указанных выше, определяли количество частиц продуктов эрозии, образовавшихся из жидкой и твердой (хрупкой) фаз; средний размер; объем; коэффициенты: K_x , K_p , K_o

$$K_{\rm x} = n_{\rm m} / n_{\rm x}$$
; $K_{\rm p} = n_{\rm p.m} / n_{\rm p.x}$; $K_{\rm o} = n_{\rm o.m} / n_{\rm o.x}$,

где n_x , n_x — число частиц жидкой и хрупкой фаз соответственно;

Таблица 1

Гранулометрический состав продуктов эрозии боридов при ЭИЛ твердого сплава ВК8 при различном удельном времени легирования

Материал электрода	TiB ₂	CrTaB	ZrB ₂	MoB ₂	CrB ₂	HfB ₂
<i>t</i> , мин/см ²	1	2	2,5	2,5	3	3
Количество частиц:						
Ж	197	470	354	542	460	149
Х	566	220	384	206	674	540
K _x	0,35	2,14	0,92	2,63	0,68	0,28
Размер, мкм:						
Ж	6,69	4,72	6,84	7,18	9,96	5,41
Х	8,2	8,47	11,66	14,25	9,05	8,9
K _p	0,82	0,56	0,59	0,50	1,10	0,61
% объемный:						
Ж	2,4	86,8	29,6	85,9	24,5	0,6
X	97,6	13,2	70,4	14,1	75,5	99,4
Ko	0,02	6,58	0,42	6,09	0,32	0,01

					1100		
Материал электрода	TiB ₂	CrTaB	ZrB ₂	MoB ₂	CrB ₂	HfB ₂	
<i>t</i> , мин/см ²	3	4	5,5	5,5	6	6	
Количество частиц:							
Ж	171	625	390	459	317	181	
Х	555	249	371	296	519	594	
K _x	0,31	2,51	1,05	1,55	0,61	0,30	
Размер, мкм:							
Ж	6,31	5,01	7,49	7,48	8,64	5,48	
Х	7,26	10,57	11,76	16,54	11,79	8,39	
K _p	0,87	0,47	0,64	0,45	0,73	0,65	
% объемный:							
Ж	4	89,7	51,1	39,4	18	1,1	
Х	96	10,3	48,9	60,6	82	98,9	
Ko	0,04	8,71	1,04	0,65	0,22	0,01	
Примечание. Жидкая фаза Ж; хрупкая фаза Х; удельное время легирования (<i>t</i>); коэффициенты: K_x – хрупкости; K_n – размер-							

ный; K_0 — объемный.

 $n_{\text{p.ж}}, n_{\text{p.x}}$ – средний размер жидкой и хрупкой фаз соответственно;

 $n_{\text{o.ж}}, n_{\text{o.x}}$ — объемный % жидкой и хрупкой фаз со-ответственно.

Из табл. 1 видно, что количество частиц, образовавшихся из твердой фазы, превышает количество частиц, образовавшихся из жидкой фазы для боридов

Значения теплофизических и механических констант и

зависимостей K _x , определяющих ряд эрозионной хрупкости								
Материал электрода	MoB ₂	ZrB ₂	CrB ₂	TiB ₂	HfB ₂			
T_{nn} , °C	2350	3200	2200	2790	3250			
<i>E</i> , МПа	68,5	35	21,5	54	48,9			
ρ, г/см ³	7,99	6,09	5,6	4,53	11,2			
C_{μ} , ккал/моль·°С	16,7	12	12,24	10,57	11,89			
H_{μ} , МПа	1200	2252	2100	3370	2900			
ΔН°, ккал/моль	23	76,7	30	70	85,6			
$\Delta_{_{\rm CM}}$, Å	0,101	0,081	0,088	0,075	0,083			
λ, Вт/м·град	26,8	58	31,8	64,5	104			
K_1	4,1	4,3	5,3	5,5	10,0			
K_2	0,24	0,36	0,44	0,52	0,84			
<i>K</i> ₃	669	864	1018	1331	3319			
K_4	2,4	4,4	5,0	6,9	10,1			
K_5	0,20	1,17	1,41	1,44	1,90			

Таблица 2

большую температуру плавления, т.е. наибольшую долю стабильных sp³-конфигураций бора с формированием более жестких ковалентных связей В–В, отношение суммарного числа частиц, образовавшихся из жидкой и газообразной фаз к числу частиц, образовавшихся в результате хрупкого разрушения, наименьшее, независимо от режимов обработки. Для характеристики процесса образования про-

Для характеристики процесса образования продуктов эрозии нами предложен критерий хрупкости материала легирующего электрода K_x . С помощью этого критерия можно оценить соотношение, определяющее эрозию боридов, обнаруженное ранее для карбидов металлов IV–VI групп:

TiB₂, CrB₂, HfB₂ независимо от времени легирования

 $(t = 1...6 \text{ мин/см}^2)$. Для этих боридов, имеющих наи-

Продолжение таба 1

$$\Delta_{\mathfrak{I}} = \Delta_{\mathrm{T}} + \Delta_{\mathrm{W}} + \Delta_{\mathrm{T}},$$

где Δ_r , $\Delta_{\mathbf{x}}$, Δ_n – количество эродированного вещества, образовавшегося из твердой, жидкой, паровой фаз, соответственно.

При этом отношение фаз $\Delta_{\rm x}/\Delta_{\rm r}$ связано с теплофизическими константами материалов электродов (табл. 2) и режимами обработки. С повышением температуры плавления материала электрода $K_{\rm x}$, как правило, снижается. Однако этого в полной мере экспериментально подтвердить не удалось (табл. 1, 2). В соответствии с тепловой теорией эрозии количество жидкой фазы должно уменьшаться от CrB₂ к TiB₂ и HfB₂, что не наблюдается в результате проведения экспериментов. Очевидно это связано с различными электронными связями, обусловливающими различные физико-химические свойства материалов электродов, их теплопроводностью (λ), приводящей при длительном ЭИЛ (t > 3 мин/см²) к значительному нагреву анода, что способствует повышению содержания в продуктах эрозии фаз, образовавшихся из расплава; теплоемкостью (C_{μ}); микротвердостью (H_{μ}); рентгеновской плотностью (ρ) и др.

В соответствии с тепловой теорией эрозии электродов [6] можно предположить, что бориды по снижению K_x располагаются в ряд, совпадающий с полученным по критерию Л.С. Палатника $K_{\tau} = C_{\mu} \rho \lambda T_{n\pi}^2$:

$$CrTaB \rightarrow CrB_2 \rightarrow MoB_2 \rightarrow TiB_2 \rightarrow ZrB_2 \rightarrow HfB_2.$$

Однако полученный экспериментально ряд боридов по снижению K_x отличается от приведенного ряда и имеет вид:

$$CrTaB \rightarrow MoB_2 \rightarrow ZrB_2 \rightarrow CrB_2 \rightarrow TiB_2 \rightarrow HfB_2.$$

Он также не совпадает с рядом, полученным оценкой времени хрупкого разрушения $(T_x, \text{ мин/см}^2)$ (рис. 3, *a*):

 $MoB_2 \rightarrow TiB_2 \rightarrow CrTaB \rightarrow ZrB_2 \rightarrow HfB_2 \rightarrow CrB_2$.

Это подтверждает, что при ЭИЛ эрозия электродов из боридов происходит не только в результате действия теплового (объемного) источника, но и за счет влияния термомеханических напряжений. Так, количество частиц хрупкого разрушения для всех боридов, кроме MoB₂ и CrTaB, превалирует ($K_x \le 1$), в то же время при ЭИЛ боридами HfB₂ и TiB₂, обладающими наибольшей температурой плавления (см. табл. 2), наблюдается наименьшее содержание частиц, образовавшихся из жидкой фазы. В данном случае не подтверждена гипотеза из работы [1] о повышении дисперсности продуктов эрозии с повышением температуры плавления материала электродов, предложенная для чистых металлов. Это также может служить подтверждением, что тепловая теория эрозии электродов не может служить основой для объяснения превалирующего хрупкого разрушения продуктов эрозии. В этом случае основанием для оценки хрупкого разрушения материалов электродов мог бы служить критерий термостойкости из работы [7]:

$$K_{\rm T} = \sigma_{\rm B} / \alpha E$$
,

где $\sigma_{\rm B}$ – предел прочности материала;

α – коэффициент термического линейного расширения;

Е – модуль упругости.

Однако в связи с отсутствием данных по прочностным свойствам боридов не представляется возможным оценить характер разрушения электродов при искровой обработке по критерию термостойкости $K_{\rm r}$.



Рис. 3. Изменение суммарного удельного привеса подложки ВК8 при ЭИЛ боридами в зависимости от удельного времени легирования $t(T_x - порог хрупкого разрушения) (a)$; две стадии формирования "вторичной" структуры на аноде и катоде (δ): $1 - MoB_4$; $2 - TiB_2$; 3 - CrTaB; $4 - ZrB_2$; $5 - HfB_2$; $6 - CrB_2$

Не удается оценить предложенный критерий хрупкости K_x и при использовании измененного критерия эрозионной стойкости $K_{\gamma} = T_{nn}/E\alpha$ [8], используя который, получаем ряд:

$$MoB_2 \rightarrow CrB_2 \rightarrow HfB_2 \rightarrow TiB \rightarrow ZrB_2.$$

Для количественной оценки хрупкости материала легирующего электрода по критерию K_x предложены зависимости ($K_1...K_5$) процесса хрупкого разрушения боридов, за основу которых принят критерий термостойкости K_r . При этом вместо значений величин σ_B использовали значения микротвердости H_μ , рентгеновской плотности ρ , а вместо E, α – температуры плавления, а также теплофизические константы материалов (см. табл. 2). Правомерностью такой замены является наличие количественных связей σ_B с H_μ , E с $T_{\rm пл}$, теплофизическими константами материалов и прочностными свойствами по аналогии формул Ричардса, Портвена, Эндрюса, Францевича [8], подтвердившими их экспериментально и расчетными методами.

Кроме влияния гранулометрического состава продуктов эрозии характер формирования ЛС значительно зависит от их химического и фазового состава, который в соответствии с предлагаемой гипотезой должен отличаться от элементного и фазового состава легирующего электрода. На образование продуктов эрозии и их гранулометрический состав оказывает влияние не только химический и фазовый составы анода, но уже и в межэлектродном промежутке – элементный состав парогазовой фазы катода и *"вторичной" структуры* (ВС). Соотношение формирования продуктов эрозии ($\Phi_{п.э}$) с различными гранулометрическими характеристиками, химическим и фазовым составами можно выразить в виде

$$\Phi_{\boldsymbol{\Pi}.\boldsymbol{\vartheta}} = F(n_{\boldsymbol{X}}, f[\Phi, X]_{\boldsymbol{\Pi}.\boldsymbol{\vartheta}}^{\boldsymbol{A},\boldsymbol{K}}),$$

где *n*_x – гранулометрические параметры;

Ф, X – соответственно параметры фазового, химического состава анода, катода (А, К); индекс п.э – продукты эрозии.

Экспериментально полученный ряд эрозионной хрупкости боридных электродов K_x в полной мере совпадает при объяснении по предлагаемым зависимостям ($K_1...K_5$) (см. табл. 2).

Зависимости $K_{x(1...5)}$: $K_1 = H_{\mu}\rho/T_{nn}$; $K_2 = H_{\mu}\rho/T_{nn}C_{\mu}$; $K_3 = H_{\mu}\rho\lambda/C_{\mu}\Delta H^{\circ}$; $K_4 = H_{\mu}\rho/T_{nn}C_{\mu}\Delta_{cM}$; $K_5 = H_{\mu}\lambda/T_{nn}E$, где H_{μ} – микротвердость борида (МПа); ρ – рентгеновская плотность (г/см³); T_{nn} – температура плавления (°С); C_{μ} – теплоемкость (ккал/моль·°С); λ – теплопроводность (Вт/м·град); ΔH° – тепловой эффект образования из элементов (ккал/моль); Δ_{cM} – среднеквадратичные смещения атомных комплексов при тепловых колебаниях (Å); E – модуль упругости (МПа).

Полученные экспериментальные данные показывают, с одной стороны, пропорциональную связы эрозионной хрупкости от величин микротвердости боридных электродов, их рентгеновской плотности, теплопроводности, а с другой — обратную пропорциональную зависимость от величин температуры плавления, теплоемкости, модуля упругости и среднеквадратичного смещения атомных комплексов при тепловых колебаниях. За основу определения эрозионной хрупкости электродных материалов из боридов тугоплавких металлов можно рекомендовать наиболее простые зависимости: $K_1 = H_{\mu}\rho/T_{n\pi}$ или $K_5 = H_{\mu}\lambda/T_{n\pi}E$.

Значительное влияние на состав продуктов эрозии, формирование ЛС, в том числе и на коэффициент массопереноса материала с анода на катод (K_n), оказывает BC анода и катода (см. рис. 3, δ), образование которой осуществляется в две стадии с изменением химического и фазового состава [9].

На первой стадии происходит образование отдельных участков ВС на рабочих поверхностях электродов (при t < 2,5 мин/см²); на второй стадии наблюдается сплошное их заполнение (при t > 2,5 мин/см²). Количество твердофазных частиц в продуктах эрозии боридов повышается с увеличением удельного времени легирования за счет хрупкого разрушения ВС материала анода и катода. На второй стадии процесс ЭИЛ протекает уже со значительно отличающимся от первоначального материалом, который содержит хрупкие оксобориды, оксиды металлов, другие фазы веществ, что подтверждается экспериментально и приводит к уменьшению значений K_x .

На рис. 4 представлены изображения продуктов эрозии при ЭИЛ $ZrB_2/BK8$ (рис. 4, *a*), полученные на электронном сканирующем микроскопе, а также отдельных продуктов эрозии HfB₂/BK8 и CrB₂/BK8 (рис. 4, б). Продукты эрозии образованы из твердой и жидкой фаз [1, 2]. На шарообразных частицах видны и другие частицы сферической формы размером на порядок меньшим (d < 0,5 мкм), очевидно образовавшиеся из паровой фазы. По форме продукты эрозии условно можно разделить на три группы: частицы шаровой формы, неправильной формы хрупкой фазы и неправильной формы со следами оплавления. Детальное исследование поверхности, химического состава продуктов эрозии при ZrB₂/BK8 (см. рис. 4, *a*) проводили для трех групп разных по форме эрозионных частиц: первой, образовавшихся из жидкой фазы (частицы 1, 4); второй (частица 2), полученных в процессе хрупкого разрушения; третьей, со следами оплавления (частица 3), также хрупкого разрушения.

Для частиц, образовавшихся из жидкой и парогазовой фаз (шаровидная форма), был определен химический состав. В обоих случаях поверхность частиц состоит из оксида циркония (ZrO₂). Таким образом, анализ химического и фазового составов показывает, что в процессе образования жидкой частицы при ЭИЛ происходит разложение ZrB₂ с последующим образованием ZrO₂. Продукты эрозии преимущественно состоят из твердых частиц неправильной формы, которые образуются в результате термохимических эрозионных процессов на электродах, что сказывается на коэффициенте массопереноса $K_{\rm m}$ = $= \Delta_{\rm K}/\Delta_{\rm A}$, который не превышает 0,15. Эти факты говорят о необходимости уменьшения хрупкого разрушения в эрозионном эффекте при ЭИЛ твердых сплавов.

По представлениям авторов статьи частицы шаровой формы как крупные, так и мелкие, образованные



Рис. 4. Продукты эрозии при ЭИЛ ВК8 анодными материалами: *a* – ZrB₂; 1, 2, 3, 4 – частицы, отобранные для исследования; *б* – HfB₂ (верх) и CrB₂ (низ)

из жидкой и парогазовой фаз, состоят из оксида металла электрода, например, ZrO_2 при ЭИЛ $ZrB_2/BK8$ (рис. 5, *a*, табл. 3).

Из табл. 3 видно, что все частицы первой группы (шаровой формы) имеют одинаковый элементный состав и формулу соединения ZrO_2 (см. рис. 4, *a* и *5*, *a*).

В состав частиц второй группы при ЭИЛ ZrB₂/BK8 (см. рис. 4, *a* и 5, *б*), участки с гладкой темно-серой поверхностью, преимущественно входит ZrO₂ (см. табл. 3). Кроме того, на этих участках синтезируется бор в соединении B₂O₃ и WO₃. Для частицы 2 элементный состав, определенный в различментный анализ Sp6—Sp11 и определен элементный состав (см. табл. 3). По соотношениям концентраций элементов рассчитаны возможные формулы соединений. Морфология участков частиц третьей группы разнообразна: гладкая, волокнистая, игольчатая (см. рис. 4, *a*). Специфическую "полосатую" структуру образуют соединения B_2O_3 , ZrO₂, WO₃ (см. рис. 6, Sp8, Sp9).

Видно, что темно-серые участки оплавленной частицы: спектры Sp6 Σ (с гладкой поверхностью), Sp7 (игольчатая структура), Sp10 (овальный наплыв, образованный фрагментами игольчатой структуры)

ных точках (Sp4, Sp5), представлен в табл. 3.

В точке Sp4 определено содержание бора, циркония, вольфрама, кислорода и по расчетным данным в состав этого участка входят B_2O_3 , ZrO_2 , и WO₃. В точке Sp5 (см. рис. 5, δ) состав светлого участка можно охарактеризовать исходя из определенных концентраций элементов набором окислов CoO, ZrO_2 и WO₃.

Наиболее разнообразную структуру образуют частицы третьей группы (оплавленные). На рис. 6, a, δ показаны фрагменты поверхности частицы 3 (см. рис. 4, a) с указанием участков и точек взятия проб на эле
 Sp3
 Sp2 Σ

 Sp1
 Sp2 Σ

 ID MKM
 a)



а – частица 1 (Sp2Σ, Sp3) и 4 (Sp1); *б* – частица 2 (Sp4, Sp5)

Элементивия апализ продуктов зрозии в точках и участках бр											
Рисунок	Точка или участок Sp	Элемент	% мас.	% ат.	Формула	Рисунок	Точка или участок Sp	Элемент	% мас.	% ат.	Формула
5, a	1, 2, 3	Zr	74,0	33,3	ZrO ₂		0	W	4,4	1,0	WO ₃
		0	26,0	66,7	0	6, <i>a</i>	8	0	25,7	67,0	WO ₃
		В	12,4	26,6	B ₂ O ₃			В	9,5	22,8	B ₂ O ₃
		Zr	42,2	10,8	ZrO ₂	6, <i>a</i>	9	Zr	48,5	13,8	ZrO ₂
5, б	4	W	2,2	0,3	WO ₃			W	3,1	0,4	WO ₃
		0	42,9	62,3	0			0	38,9	63,0	0
		Со	3,2	3,0	CoO		6, 7, 10	Zr	74,0	33,3	ZrO ₂
	-	Zr	6,6	4,0	ZrO ₂	6, <i>a</i> , <i>b</i>		0	26,0	66,7	0
5,6	5	W	69,0	20,5	WO ₃			Со	3,2	3,0	CoO
		0	21,2	72,5	0	6, б	11	W	76,1	23,5	WO ₃
6, <i>a</i>	8	Zr	70,0	32,0	ZrO ₂			0	20,7	73,5	0

ANAUTHIN IN ANAUNA MAANUMAA AAAANI A TANKAY U MAAMWAY S

имеют одинаковые элементный (% мас. и % ат.) и химический составы (см. рис. 6, табл. 3).

При ЭИЛ ВК8 диборидом гафния в продуктах эрозии шарообразной формы (см. рис. 4, б верх) определен гафний и кислород, а в частицах "неправильной" формы найдены Со, W, Hf, O. Для частиц продуктов эрозии электродов при ЭИЛ ВК8 диборидом хрома (см. рис. 4, б, низ) в состав частиц шарообразной формы входят элементы: Cr, W, Co, O.

На основании изложенных фактов можно сделать вывод, что при ЭИЛ боридами продукты эрозии (П₂) по составу образуются не только из продуктов эрозии материала анода, но и катода, а также продуктов их взаимодействия:

 $\Pi_{\scriptscriptstyle 9} = \Pi_{\rm A} + \Pi_{\rm K} + \Pi_{\rm (A+K)},$

где Π_A , Π_K , $\Pi_{(A+K)}$ – продукты эрозии с составом элементов анода, катода и анода+катода соответственно.



Рис. 6. Участки определения элементного состава частицы 3 оплавленной формы:

a – по площади Sp6Σ и в точках Sp7, Sp8, Sp9; *б* – в точках Sp10, Sp11

Можно предположить, что в процессе эрозии материала катода первоначально происходит миграция канала разряда по более легкоплавкому токопроводящему металлу (Со) с его испарением.

Таблица З

На второй стадии кроме испарения легкоплавкого компонента (Со↑) может происходить термическое разложение карбида вольфрама в атмосферном воздухе по схеме: WC+O₂ $\xrightarrow{t=650 \ ^{\circ}C}$ W+CO₂. В межэлектродном промежутке продукты испарения взаимодействуют с переносимым материалом анода и окружающей средой (рис. 7). В связи с этим в продуктах эрозии материала анода (Me-B-O) могут присутствовать W, Со в небольших количествах.

На третьей стадии происходит хрупкое разрушение ЛС. В составе продуктов эрозии отсутствуют образовавшиеся из жидкой фазы (WC–Co, t = 1340 °C)

> продукты эрозии материала катода (шарообразные WC, Co, W), а присутствуют продукты термодеструкции материала катода в виде оксидных соединений (см. табл. 3). Это подтверждает положения миграционной теории эрозии [9], в соответствии с которой в эрозионном эффекте материала катода главную роль играют поверхностные процессы испарения вещества. Парообразные продукты шарообразной формы диаметром $d \le 10^{-4}$ см (см. рис. 4, а) присутствуют в продуктах эрозии только в виде осаждаемых на поверхности закристаллизовавшихся частиц из твердой или жидкой фаз. Объем частиц паровой (П_п) фазы гораздо меньше объема частиц, об-



Рис. 7. Схема формирования состава продуктов эрозии при ЭИЛ ZrB₂/BK8 на "второй стадии"

разованных из жидкой ($\Pi_{\rm *}$) и твердой ($\Pi_{\rm r}$) фаз: $\Pi_{\rm n} << << \Pi_{\rm *} + \Pi_{\rm r}.$

Следовательно, $\Pi_A = \Pi_{\pi} + \Pi_{\pi} + \Pi_{\pi}$; $\Pi_K = [\Pi_{\pi} + \Pi_{(A+K)}] \approx \Pi_{(A+K)}$.

Частицы продуктов эрозии жидкой фазы, как правило, представляют оксиды боридообразующего металла (например, ZrO_2 , HfO_2 , CrO_2). Их образование связано с воздействием искрового разряда в атмосфере воздуха на материал катода с разложением борида:

$$MeB_2 + 3/2O_2 = MeO_2 + B_2O_3$$
.

Интерес представляют также хрупкие частицы, образовавшиеся в результате разрушения материала анода (например, ZrB_2), на поверхности которых просматриваются оплавленные участки (см. рис. 6, δ). Различные участки таких частиц, образованных из материала анода в результате взаимодействия с материалом катода, подвергали неодинаковому тепловому воздействию при конвективном перемешивании в микрованне расплава и окислительной газовой среде, что привело к локальному изменению состава. В результате левая часть рассматриваемой частицы состоит из ZrO_2 , правая, после перекристаллизации, образует соединения с W в виде слоистых структур (см. рис. 6, *a*).

Из полученных экспериментальных данных следует, что продукты эрозии при ЭИЛ ВТС боридами имеют три различные по форме группы:

 шаровые, образовавшиеся из паровой и жидкой фаз;

 неправильной формы со сколотыми краями, образовавшиеся в результате хрупкого разрушения;

 неправильной формы с оплавленными краями, участками перекристаллизации в результате термомеханического конвективного перемешивания в окислительной среде расплава и термохимических процессов взаимодействия материалов анода и катода.

Выводы

1. Подтверждена гипотеза о термомеханическом характере эрозии материала электрода при ЭИЛ ВТС по результатам их гранулометрического, химического и фазового составов.

2. Предложен новый критерий эрозионной стойкости боридов тугоплавких металлов $K_x = n_x/n_x$, который отражается зависимостью физико-механических свойств материала анода $K_{x(5)} = H_{\mu}\lambda/T_{nn}E$ (и другими $K_{x(1-4)}$).

3. Установлено, что на формирование ЛС влияет гранулометрический, фазовый, химический составы продуктов эрозии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 356 с.

2. Фадеев В.С. Научные основы разработки и получения слоистых композиционных материалов на поверхности твердых сплавов и оксидной керамики для повышения работоспособности режущего инструмента: дис. ... д-ра техн. наук. Якутск: ИПС СО РАН, 2005. 390 с.

3. Подчерняева И.А., Панасюк А.Д., Лавренко В.А. и др. Электроискровое легирование конструкционных сплавов композиционными материалами на основе TiCN-AlN // Порошковая металлургия. Киев. 2000. № 5/6(413). С. 21–29.

4. Верхотуров А.Д. Формирование поверхностного слоя металла при электроискровом легировании. Владивосток: Дальнаука, 1995. 323 с.

5. Верхотуров А.Д., Коневцов Л.А., Астапов И.А. К вопросу о критерии эффективности процесса электроискрового легирования металлических поверхностей // Вестник АмГУ. 2007. № 39. С. 6–9.

6. **Золотых Б.Н.** Основные вопросы электрической эрозии в импульсном разряде в жидкой диэлектрической среде: автореферат дис. ... д-ра техн. наук. М.: МИЭМ, 1968. 52 с.

7. Колотило Д.М. Теория и технология углеродных форм для литья тугоплавких и химически активных металлов: автореферат д-ра техн. наук. Киев, 1979. 42 с.

8. **Францевич И.Н., Гнесин Г.Г., Курдюмов А.В.** и др. Сверхтвердые материалы / ред. И.Н. Францевич. Киев: Наук. думка, 1980. 296 с.

9. Верхотуров А.Д., Гордиенко П.С., Коневцов Л.А., Панин Е.С. Исследование изменения микро-, макроструктуры, фазового и химического состава поверхностного слоя твердого сплава ВК8 после электроискрового легирования металлами // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 1. С. 32–38. УДК 621.03: 620.179.16

В.М. Давыдов, Е.А. Ледков (Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск), С.Н. Химухин (Институт материаловедения Дальневосточного отделения Российской академии наук, г. Хабаровск), А.В. Гиль, Е.В. Муромцева (Дальневосточный государственный университет путей сообщения, г. Хабаровск) E-mail: themaster@mail.ru

Влияние нагрева электродов на изменение их массы при электроискровой обработке

Выявлены факторы, оказывающие существенное влияние на изменение массы катода в начальный период электроискровой обработки. Установлено, что уменьшение фиксируемой по результатам взвешивания массы обусловлено снижением толщины водяной пленки на поверхности катода и поверхности чашки аналитических весов. Для устранения влияния этого явления на результаты измерения массы рекомендуется выдерживать образцы перед взвешиванием до их полного остывания в контролируемых по влажности воздуха условиях. Ключевые слова: адсорбция, вода, десорбция, изменение, масса, материал, нагрев, сталь.

The process of decreasing of cathode weight at the initial stage of electrospark treatment is investigated. Weight decrease is caused by decrease of a water film thickness on both a cathode surface and a cup of an analytical balance. Dependence function of a water film weight from a cooling period is defined. To eliminate the influence of this phenomenon on weight gauging results it is recommended to keep samples till their full cooling before weighing them. **Keywords:** adsorbtion, water, desorbtion, change, weight, material, heating, steel.

Введение

Материалы, которые используются в современном машиностроении, должны удовлетворять высоким требованиям. Часто невозможно добиться соответствия этим требованиям без применения технологий для упрочнения поверхности детали. К таким технологиям относятся методы нанесения покрытий на металлические поверхности с применением концентрированных потоков энергии (лазерное, электронное излучение, струя плазмы и т.д.).

Электроискровое легирование (ЭИЛ) является одним из таких методов и представляет собой обработку поверхности детали из токопроводящего материала при возникновении электрической искры между анодом (электродом-инструментом) и катодом (деталью). Основные преимущества метода: возможность нанесения покрытия на обрабатываемую поверхность компактным электродом, простота и дешевизна осуществления процесса, низкая энергоемкость и возможность управлять параметрами получаемых покрытий.

В соответствии с общепринятой технологией ЭИЛ, перед получением покрытия на детали определяют оптимальное время обработки на образцах небольших размеров, состав и структура которых соответствуют материалу катода. Режим обработки подбирают исходя из оптимальных условий: максимального приращения массы (массопереноса), отсутствия интенсивного окисления и схватывания электродов [1]. Массу электродов измеряют через каждую минуту обработки гравиметрическим методом [2] с использованием аналитических весов. Для получения покрытий с высокой твердостью используют анодные материалы на основе твердых сплавов, обладающих высокой эрозионной стойкостью и, следовательно, малыми значениями массопереноса до (1...15)·10⁻³ г/см²·мин.

Авторами [3] установлен волнообразный характер изменения масс электродов при электроискровой обработке. Взвешивание катода после небольшой по продолжительности обработки может показать уменьшение его массы, хотя на его поверхности металлографическим и рентгенофазовым анализами обнаруживается слой анодного материала. Следовательно, на результаты измерений массы электродов может влиять не только перенос материала между ними, но и другие процессы. Также при измерении массы нагретых электродов на аналитических весах можно отметить, что результаты взвешивания отличаются от результатов взвешивания этих же электродов после их остывания. Таким образом, целью данной работы являются определение величины влияния нагрева электродов на результаты взвешивания и выработка рекомендаций по учету этого влияния.

Методика эксперимента

Методика эксперимента состояла в том, что исследуемые образцы нагревали и охлаждали на воздухе, моделируя технологические условия процесса ЭИЛ. В качестве материалов для исследований использовали образцы кубической формы из Ст3 с различной площадью поверхности (образцы I типа – 8 см^2 ; образцы II типа – 6 см^2 ; образцы II типа – 3 см^2) и алюминиевого сплава марки Д16 (с площадью поверхности 3 см²). Поверхность образцов обрабатывали шлифовальными шкурками различной зернистости. Шероховатость *Ra* образцов составляла от 0,5 до 1,5 мкм. Кроме того, за несколько часов до экспериментов поверхность образцов обезжиривали тампоном, смоченным в спиртовом растворе.

Эксперименты проводили при температуре 20...22 °С. Относительная влажность воздуха составляла от 70 до 85 %. Для нагревания образцов использовали электрическую печь с размещенной на ней стальной пластиной. Пластину нагревали до температуры 250...300 °С. В ходе эксперимента образцы помещали на эту пластину и выдерживали на ней до нужной температуры. Время нагрева не превышало 20...30 с. После нагрева образцы с помощью пинцета переносили на чашку аналитических весов, где производили их взвешивание в процессе остывания. Фиксировали наименьшие по величине показания весов. Кроме того, в некоторых экспериментах показания весов фиксировали непосредственно в процессе остывания образцов через определенные промежутки времени.

Кроме изменения массы образцов при их нагреве на электрической печи, исследовали изменение массы образцов при нагреве в процессе электроискровой обработки. В качестве катодов использовали образцы II типа из малоуглеродистой стали. Исходная шероховатость *Ra* поверхности образцов составляла менее 0,5 мкм. Для проведения обработки использовали аноды из электротехнической меди (отрезки медной проволоки) и малоуглеродистой стали. Диаметр анодов составлял 1...1,2 мм. Легирование вели в течение 1 мин по площади 1 см².

Используемое оборудование

Для изучения изменения массы образцов в условиях нагрева использовали аналитические весы ВЛР-200г-М. Ошибка измерений не превышала 5·10⁻⁵ г. Величину шероховатости поверхности образцов контролировали профилометром Абрис-ПМ7.

Электроискровую обработку проводили на установке Корона-1101. Частота генератора импульсов составляла 910 Гц, напряжение холостого хода 70...72 В. Температуру образцов в процессе обработки измеряли с применением термопары хромель-алюмель.

Результаты исследований и обсуждение

На рис. 1 приведены зависимости уменьшения массы стальных образцов I типа от температуры их нагрева. Наибольшее изменение массы отмечается после первого нагрева образца (линия I). После охлаждения и полного восстановления массы образца выполняли повторные нагревы (линии 2 и 3), при этом изменение массы уменьшалось. Во всех случаях нагрев способствовал уменьшению массы на время продолжительностью до 24 ч и более, а в некоторых случаях исходная масса образцов не восстанавливалась (нагрев более 100 °C).

На рис. 2 приведены те же сведения для нагрева образцов из алюминиевого сплава. В ходе эксперимента не удалось получить достоверные сведения о минимальной величине показаний аналитических весов для температур нагрева более 140 °C, поэтому точки, соответствующие нагреву образцов до этих температур, на рисунке не показаны.

Первый нагрев образца из алюминиевого сплава приводит к существенному уменьшению его массы, при последующих нагревах масса уменьшается значительно медленнее. Нагрев до 150 °С приводит к появлению невосстанавливаемого (в рамках исследуемых периодов времени) уменьшения массы, поэтому кривая 4 на рис. 2 начинается не с нуля.

На рис. 3 приведены графики зависимостей массы образцов разного типа (с разной площадью поверхности) от времени. За начало отсчета принят момент, когда нагретый до 60 °С образец размещали на чашке. После этого образцы взвешивали через определенные промежутки времени. По мере остывания образцов их масса сначала быстро уменьшалась, а потом начи-



Рис. 1. Изменение массы образцов стали в зависимости от температуры нагрева:

1 − до 60 °C; *2* − до 100 °C; *3* − до 140 °C



Рис. 2. Изменение массы образцов из алюминиевого сплава Д16 в зависимости от температуры нагрева:

1 – до 60 °С; 2 – до 100 °С; 3 – до 150 °С; 4 – до 160 °С

нала возрастать. Установлено, что максимальное уменьшение массы наблюдается спустя 3 мин, причем величина изменения массы зависела от размеров образца.

Анализируя полученные результаты, можно предположить, что наиболее вероятной причиной наблюдаемого изменения массы образцов является изменение толщины водяной пленки на их поверхности. При нагревании, адсорбированные на поверхности образца молекулы воды удаляются с поверхности. Затем, после охлаждения водяная пленка восстанавливается. Это предположение подтверждается результатами изучения изменения массы образцов при их нагреве до температур: 50, 70, 90, 110, 130 и 150 °С. На рис. 4 приведена зависимость изменения массы стальных образцов II типа от вре- 10^{-3} , Γ мени их нахождения на чашке аналитических весов. В отличие от эксперимента, результаты которого показаны на рис. 3, использовали образцы только одного типа с примерно одинако-

вой площадью поверхности. Эта зависимость имеет одинаковый характер для всех наблюдавшихся образцов. Количество и масса воды в водяной пленке на поверхности образца определяется двумя противоположными процессами — адсорбцией и десорбцией [1]. Оба процесса представляют собой химические реакции, скорость которых определяется с помощью дифференциальных уравнений.

Условия протекания процессов отличаются друг от друга, поскольку их скорость сильно зависит от температуры реагирующих веществ. При этом для десорбции она будет равна температуре образца, а для адсорбции – температуре



Рис. 3. Изменение массы образцов различного типа: 1 – образцы I типа; 2 – образцы II типа

окружающей среды (температуре воздуха). Кроме того, скорости процессов зависят от толщины водяной пленки на поверхности образца, которая постоянно изменяется. Общая скорость изменения массы определяется разностью двух скоростей в каждый момент времени.

Для определения степени влияния описанного выше процесса на изменение массы был выполнен эксперимент по восстановлению тонкой водяной пленки на поверхности образца. Образцы II типа после нагрева выдерживали на воздухе в течение двух



Рис. 4. Изменение массы образца в разных условиях охлаждения: 1 – нагретый образец без теплоизоляции; 2 – холодный образец; 3 – нагретый образец с теплоизоляцией; 4 – теоретическая кривая



Рис. 5. Изменение массы образцов в зависимости от шероховатости их поверхности и температуры нагрева:

1 — образец 1, *Ra* = 0,73 мкм; 2 — образец 2, *Ra* = 1,13 мкм; 3 — образец 3, *Ra* = 1,84 мкм

минут (за это время, по результатам предыдущих экспериментов, их масса должна была стать минимальной), после чего их некоторое время выдерживали в технической воде, а затем взвешивали после тщательной протирки сухой гигиенической ватой для удаления капель воды с поверхности образцов. Во всех случаях масса образцов после эксперимента была равна их же массе до эксперимента.

Графики на рис. 5 показывают зависимость максимального изменения массы для образцов с разной шероховатостью от температуры их нагрева. Под максимальным изменением массы образца здесь понимается разница между максимальными и минимальными показаниями весов в процессе измерения. В соответствии с рисунком, чем больше шероховатость поверхности образца, тем меньше изменяется масса при заданной температуре нагрева. Это можно объяснить процессом теплопередачи между образцом и чашкой весов, на которой он находится. Когда нагретый образец размещается на весах, он нагревает чашку весов. При этом масса водяной пленки на ее поверхности также сначала уменьшается, а потом начинает возрастать. Весы фиксируют общее изменение массы образца и чашки. При увеличении шероховатости поверхности уменьшается скорость передачи тепла от образца к чашке весов, она нагревается медленнее, и масса ее пленки изменяется меньше.

Для определения величины изменения массы за счет нагрева чашки весов был проведен следующий эксперимент (рис. 4, линии 1 и 3).

Образец III типа нагревали до температуры 90 °С и выдерживали на чашке весов до полного восстановления первоначальной массы. Условия охлаждения

образца изменяли путем добавления между ним и чашкой весов теплоизолирующей прокладки в виде стеклянной пластинки. Из графика видно, что при этом изменение массы образца значительно уменьшилось (более чем в 2 раза), кроме того, минимум массы был отмечен несколько позже. Другой образец был помещен на чашку весов не сразу после нагрева, а с задержкой в 4,5 мин. При этом его температура уменьшилась с 90 до 35...40 °С. Изменение массы образца при этом составило примерно 0,5.10⁻³ г (см. рис. 4, линия 2 – холодный образец), что соответствует изменению массы водяной пленки на его поверхности. Затем масса системы "образец-чашка весов" уменьшилась еще примерно на $0,6 \cdot 10^{-3}$ г, после чего начала возрастать. Таким образом, нагрев чашки весов до температуры 35...40 °С дает изменение массы, сопоставимое с изменением массы образца III типа, нагретого до 90 °С.

Для устранения влияния чашки весов на изменение массы образца был проведен эксперимент по взвешиванию образца после нагрева, подвешенного на тонкой медной проволоке. В ходе эксперимента стальной образец III типа нагревали до температур 60...120 °С, после чего взвешивали. Взвешивание проводили в течение 4,5...5 мин, после чего водяная пленка на поверхности образца восстанавливалась погружением образца в воду. Эксперимент показал, что скорость изменения массы образца при нагреве его до температур ниже и выше 100 °С существенно различается (рис. 6). В первом случае наблюдается определенная зависимость: с увеличением температуры нагрева изменение массы также увеличивается. Во втором случае – изменение массы с ростом температуры нагрева остается почти постоянным. Это можно объяснить практически полным удалением водяной пленки с поверхности образца при его нагреве выше температуры кипения воды.



Рис. 6. Изменение массы образца на тонкой проволочке

Материал анода	Температура катода в конце обработки, °С	Максимальное изменение массы после ЭИЛ, 10 ⁻³ , г	Максималь- ное измене- ние массы без ЭИЛ, 10 ⁻³ , г
Ст3	104	2,03	3,95,2
Электротех- ническая медь	71	1,86	3,94,2

Сравнительная характеристика изменения массы образцов

Для определения влияния нагрева образца на точность измерения величины массопереноса при ЭИЛ была изучена зависимость изменения массы образца II типа от времени их нахождения на чашке весов после выполнения электроискровой обработки образца электродами разных материалов. Результаты измерения массы приведены в таблице.

Под максимальным изменением массы, указанным в таблице, понимается разность между минимальными и максимальными показаниями аналитических весов в процессе взвешивания нагретого образца. Во всех случаях образец выдерживали на весах не менее часа.

Согласно приведенным результатам, в процессе ЭИЛ катод нагревается до температур, сопоставимых с температурами в проведенных экспериментах. Отмеченное изменение массы катодов было меньше, чем изменение массы образцов, изучавшихся в предыдущих экспериментах. Это можно объяснить быстрым остыванием катодов в металлических тисках, которые использовались для фиксирования катодов в процессе легирования. Из-за этого водяная пленка на поверхности катодов начинала восстанавливаться раньше, чем водяная пленка на поверхности образцов, изучавшихся в предыдущих экспериментах. Результаты работы могут быть интересны при исследовании ЭИЛ для повышения точности определения массопереноса. Кроме того, установлен факт уменьшения количества вещества в водяной пленке на поверхности образца при его нагревании. Эти пленки могут оказывать существенное влияние на свойства наносимых покрытий, снижая прочность их связи с материалом основы. Следовательно, при обработке электроискровым методом заранее подогретых образцов можно ожидать улучшения свойств получаемых покрытий.

Выводы

1. Наряду с эрозионным распылением снижение массы электродов при электроискровой обработке может быть обусловлено нагревом, в результате которого уменьшается толщина водяной пленки на их поверхности и поверхности металлической чашки аналитических весов.

2. Масса водяной пленки уменьшается при увеличении температуры нагрева, площади поверхности образцов и относительной влажности воздуха.

3. Для получения достоверных кинетических зависимостей изменения массы образцов при ЭИЛ необходимо проводить измерения массы в контролируемых по температуре и влажности воздуха условиях, а перед взвешиванием охладить образцы до температуры окружающей среды.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дерягин Б.В., Чураев Н.В., Мюллер В.М. Поверхностные силы. М.: Наука, 1985. 399 с.

2. Верхотуров А.Д., Подчерняева И.А., Прядко Л.Ф., Егоров Ф.Ф. Электродные материалы для электроискрового легирования. М.: Наука, 1988. 224 с.

3. Верхотуров А.Д. Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании. Владивосток: Дальнаука, 1995. 323 с.



УДК 62-408.2

Н.Ю. Дударева (Уфимский государственный авиационный технический университет) E-mail: natalia_jd@mail.ru

Влияние искрового упрочнения деталей из алюминиевых сплавов на износостойкость формируемых поверхностей

Приведены методики и результаты экспериментальных исследований износостойкости образцов из алюминиевого сплава Д16Т с поверхностью, обработанной методом искрового упрочнения. Установлено, что метод искрового упрочнения увеличивает износостойкость поверхности, при этом интенсивность изнашивания снижается при увеличении глубины и микротвердости упрочненного слоя.

Ключевые слова: износостойкость, поверхность, искровое упрочнение, интенсивность изнашивания, алюминиевые сплавы.

In this paper representations techniques and results of experimental researches of wearlessness of samples from aluminium alloy D16T with a surface strengthened by a method of spark hardening. It is established, that the method of spark hardening increases the wearlessness of a surface, thus intensity of wear process decreases at increase the depth and the microhardness of the strengthened layer.

Keywords: wearlessness, surface, spark hardening, intensity of wear process, aluminium alloys.

Введение

Проблема повышения износостойкости поверхности деталей из алюминиевых сплавов на протяжении многих лет является актуальной [1, 2]. Для ее решения широко используют различные покрытия и специальные методы поверхностной обработки. Высокую эффективность по повышению износостойкости деталей из алюминиевых сплавов показал метод поверхностного упрочнения на основе технологии *микродугового оксидирования* (МДО). Например, применение технологии МДО позволило заменить чугунную гильзу цилиндров в двигателях внутреннего сгорания на алюминиевую и повысить износостойкость деталей цилиндропоршневой группы компрессор-форсунки [3].

В свою очередь, на основе МДО был создан новый способ поверхностной обработки – искровое упрочнение (ИУ), который отличается от МДО тем, что процесс поверхностной обработки осуществляется не в электролите, а в газовой среде под действием искрового разряда [4–6]. При ИУ происходит модификация поверхностного слоя детали, обусловленная насыщением его атомами газовой среды, в которой осуществляется процесс обработки [4, 7].

Исследованию износостойкости и других триботехнических свойств МДО-слоя посвящены работы [8–10]. При этом исследования процесса трения и изнашивания упрочненного слоя (УС), формируемого методом ИУ на алюминиевых сплавах, практически не проводились.

Постановка задачи

Суть ИУ заключается в том, что под действием искрового разряда в тонком поверхностном слое детали происходят значительные изменения, которые касаются химического состава поверхности, ее структуры, рельефа и, как следствие, механических свойств. В результате ИУ на поверхности детали формируется модифицированный слой, прочно сцепленный с основой и обладающий высокой микротвердостью и теплостойкостью. Особенность технологии ИУ такова, что, изменяя электрические режимы и продолжительность процесса, можно получать на поверхности образца УС с различной микротвердостью (от 2 до 24 ГПа), толщиной УС (от 5 до 295 мкм) и шероховатостью (Ra от 0,4 до 6,3 мкм) [5, 6].

По своему составу УС, формируемый на образцах из алюминиевого сплава, состоит из корунда α -Al₂O₃ [5], который обладает высокой износостойкостью. В связи с этим было высказано предположение, что упрочнение поверхности образца из алюминиевого сплава методом ИУ должно привести к повышению ее износостойкости.

В соответствии с вышеприведенной гипотезой была сформулирована цель работы — исследование влияния модифицированного поверхностного слоя, сформированного методом ИУ на деталях из алюминиевых сплавов, на его износостойкость.

Методы испытаний

Для подтверждения гипотезы была проведена серия однофакторных экспериментов.

В качестве основной физико-механической характеристики поверхностного слоя наиболее часто используют микротвердость. Этот показатель оказывает большое влияние на процессы трения и изнашивания



Рис. 1. Схема машины трения:

1 — грузы; 2 — электродвигатель; 3 — большой шкив; 4 — нагрузочный рычаг; 5 — ременная передача; 6 — малый шкив; 7 — образец "вал"; 8 — гайка; 9 — образец "ролик"; 10 — шток; 11 — штуцер для подвода смазочного материала; 12 — державка; 13 — ванночка для сбора смазочного материала; 14 — штуцер для слива смазочного материала; 15 стойки; 16 — платформа

[11]. Поэтому в данной работе определяли не только влияние ИУ на износостойкость поверхностей, но и зависимость интенсивности изнашивания от микро-твердости УС.

В связи с тем что упрочнение поверхности методом ИУ отличается значительной продолжительностью процесса, этот метод обычно используется для обработки деталей с малыми размерами (до 20 мм во всех направлениях). Упрочнение поверхности образцов для стандартной машины трения типа СМЦ потребовало бы значительных затрат времени, поэтому была спроектирована специальная машина трения для проведения исследований на образцах с небольшими размерами (рис. 1).

Для проведения ускоренных испытаний был выбран точечный тип контакта в зоне трения и изготовлены два образца — образец "вал" с наружным диаметром 15 мм, шириной 11 мм и образец "ролик" с диа-





Рис. 3. Образцы для испытаний: *a* – образец "вал"; *б* – образец "ролик"

метром 6 мм и длиной 17 мм (рис. 2). Образец "вал" фиксировали на валу машины трения при помощи гайки (см. рис. 1), а образец "ролик" опускали в прорезь державки и фиксировали нажатием штока. Нагружение образцов создавали при помощи грузов через нагрузочный рычаг и шток. Машина трения имеет частоту вращения вала 2800 об/мин, что позволяет реализовывать в зоне контакта линейную скорость скольжения 2,199 м/с. Смазочный материал подавали в зону трения через штуцер. Отработанный смазочный материал собирали в ванночке, и после окончания испытаний удаляли через штуцер для слива.

Образцы типа "вал" для машины трения изготавливали из алюминиевого сплава Д16Т и обрабатывали методом ИУ в воздушной среде (рис. 3, *a*). В качестве "ролика" использовали образец из алюминиевого сплава Д16Т, поверхность которого была упрочнена методом МДО (рис. 3, *б*). Таким образом, в экспериментах испытывали пару трения "ИУ–МДО".

Перед испытаниями измеряли шероховатость образцов на профилометре 170622 и микротвердость поверхности на микротвердомере ПМТ-3. После испытания из образцов изготавливали поперечные шлифы, на которых при помощи микроскопа микротвердомера ПМТ-3 измеряли толщину УС. Эти замеры осуществляли только в тех областях УС, которые не находились в области контакта образцов и не подвергались износу.

Во всех испытаниях в качестве смазочного материала использовали дистиллированную воду. Выбор такого нетрадиционного смазочного материала был обусловлен тем, что данные исследования проводили в рамках работы по поиску экологически безопасного смазочного материала для узлов трения, которым является вода.

Перед каждым испытанием поверхности образцов обезжиривали ацетоном. Продолжительность испытания на износостойкость составляла для всех образцов 3 мин. После проведения испытаний образец "вал" снимали с машины трения, и проводили замер



Рис. 4. Влияние микротвердости УС на интенсивность изнашивания

глубины канавки, которая образовалась в процессе трения. Глубину канавки измеряли при помощи индикатора часового типа с ценой деления 0,01 мм ГОСТ 577–68, на конце которого закрепляли иглу с диаметром наконечника 0,5 мм. Линейную интенсивность изнашивания определяли по формуле [12]:

$$I = W/L$$
,

где *W* – линейный износ (глубина канавки), м;

L – путь трения, м.

Для исследования влияния микротвердости УС на интенсивность изнашивания выбирали образцы с примерно одинаковым параметром шероховатости $Ra \approx 3$ мкм и толщиной УС $h \approx 15$ мкм, но с различной микротвердостью. Все вышеописанные испытания проводили в условиях смазки водой и при нагрузке в зоне контакта 1 Н.

Для сравнения износостойкости были проведены испытания неупрочненного образца из алюминиевого сплава Д16Т. Условия испытания были следующие: нагрузка – 1 Н, продолжительность испытаний – 3 мин, параметр шероховатости поверхности Ra = 1,2 мкм.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Результаты испытаний, показывающие влияние микротвердости УС на интенсивность изнашивания поверхности, представлены на рис. 4. Из графика видно, что увеличение микротвердости приводит к снижению интенсивности изнашивания.

Интенсивность изнашивания образца из Д16Т без УС в условиях смазывания водой составила $I = (9,8\pm0,7)\cdot10^{-8}$.

Как видно из рис. 4, увеличение микротвердости снижает интенсивность изнашивания УС. При микротвердости 19,9 ГПа износостойкость УС возрастает в 4,8 раза по сравнению с необработанной поверхностью образца из алюминиевого сплава.

Вывод

В данной работе проведено исследование влияния ИУ деталей из алюминиевого сплава Д16Т на их износостойкость. Было установлено, что ИУ повышает износостойкость поверхности более чем в 1,5 раза. При этом увеличение микротвердости УС приводит к снижению интенсивности изнашивания, что, по-видимому, связано с образованием кристаллов корунда на поверхности детали при ИУ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Хенли В.Ф.** Анодное оксидирование алюминия и его сплавов / пер. с англ. Л.И. Павлова; под ред. В.С. Синявского. М.: Металлургия, 1986. 151 с.

2. Владиславлев А.А. Защита деталей из алюминиевых сплавов от абразивного износа // Вестник машиностроения. 2004. № 8. С. 36–38.

3. **Борисов А.О.** и др. Рабочий процесс многотопливного поршневого двигателя / под ред. Р.Д. Еникеева. Уфа: ДизайнПолиграфСервис, 2008. 272 с.

4. **Rudoy B.P., Dudareva N.J.** Strengthened oxiding of a superficial layer of details from aluminium alloys for air engines // Symposium on actual problems of aircraft engines construction. Ufa: Ufa State Aviation technical university, 1999. P. 35–37.

5. Дударева Н.Ю. Моделирование процесса формирования упрочненного слоя при микродуговом оксидировании алюминиевых образцов // Изв. вузов. Авиационная техника. 2008. № 3. С. 63–65.

6. Пат. 2176682 Российская Федерация, МПК⁷ С 23 С 14/40, В 23 Н 1/02, В 23 Н 9/00. Способ упрочнения поверхностей деталей / Б.П. Рудой, Н.Ю. Дударева, Р.А. Гуняков. 2001. Бюл. № 34.

7. Дударева Н.Ю. Поршневое кольцо из алюминиевого сплава для двигателей внутреннего сгорания: дис. ... канд. техн. наук: 05.04.02. Уфа, 1999. 122 с.

8. Петросянц А.А., Малышев В.Н., Федоров В.А., Марков Г.А. Кинетика изнашивания покрытий, нанесенных методом микродугового оксидирования // Трение и износ. 1984. Т. 5. № 2. С. 350–353.

9. Марков Г.А., Белеванцев В.И., Терлеева О.П., Шулепко Е.К., Кириллов В.И. Износостойкость покрытий, нанесенных анодно-катодным микродуговым методом // Трение и износ. 1988. Т. 9. № 2. С. 286–290.

10. Бутягин П.И., Хохряков Е.В., Мамаев А.И. Влияние состава электролита на износостойкость МДО-покрытий // Технология металлов. 2005. № 1. С. 36–39.

11. Справочник по триботехнике: в 3-х т. / под общ. ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. Т. 1. Теоретические основы. М.: Машиностроение, 1989. 400 с.

12. **Браун Э.Д., Буше Н.А., Буяновский И.А.** и др. Основы трибологии (трение, износ, смазка): учеб. для техн. вузов / под ред. А.В. Чичинадзе. М.: Центр "Наука и техника", 1995. 778 с.

УДК 621.793.79

В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, О.А. Быценко, Д.А. Теряев, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко (Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)) E-mail: shulovva@mail.ru

Разработка технологического процесса электронно-лучевого ремонта и восстановления свойств лопаток турбины ГТД из сплава ЖС26НК с жаростойким покрытием NiCrAlY

Проанализированы экспериментальные данные о влиянии режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками на кинетику абляции поверхностных слоев защитного покрытия NiCrAIY на лопатках и образцах из сплава ЖС26НК. Показано, что сильноточный импульсный электронный пучок микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для ремонта лопаток турбины из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойкими покрытиями.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, жаростойкое покрытие, ремонт лопаток, электронный пучок, эксплуатационные свойства.

The present paper reviews the experimental results dedicated to the effect of irradiating conditions with intense pulsed electron beams on ablation kinetics of the surface layer of gas turbine engine blades from *XC26HK* with NiCrAlY resistant coating. It is shown that intense pulsed electron beam of microsecond duration is high effective instrument for repair of turbine blades from refractory nickel alloys with resistant coatings.

Keywords: refractory nickel alloy, oxidation resistant coating, repair of blades, electron beam, service properties.

Введение

Проведение ремонта лопаток турбины *газотурбин*ных двигателей (ГТД) позволяет более чем на 50 % повысить ресурс эксплуатации изделия при значительной экономии дорогостоящих материалов и средств на изготовление новых лопаток [1]. В то же время фундаментальных исследований, посвященных разработке высокоинтенсивных технологических процессов ремонта деталей машин за последние пятнадцать лет, было проведено недостаточно.

В работах [2–6] было предложено для удаления нагара поврежденных и окисленных поверхностных слоев лопаток компрессора ГТД использовать *сильноточные импульсные электронные пучки* (СИЭП). Авторами этих публикаций были разработаны технологические процессы ремонта лопаток 3-й и 7-й ступеней ротора КВД из титанового сплава ВТ9 и стали ЭП866Ш, включающие операцию обработки СИЭП.

В связи с этим целью данной работы является изучение технологических основ ремонта лопаток турбины из никелевого сплава ЖС26НК с покрытием СДП-2 с применением СИЭП, формируемого в ускорителях GESA-1 и GESA-2.

Методы исследования

В качестве объектов исследования использовали лопатки турбины двигателя РДЗЗ и образцы из сплава ЖС26HK (Ni; 1,0Ti; 5,6Cr; 6,2Al; 1,4Mo; 10,0Co; 1,2V; 1,4N; 12,5W; 0,18C; <0,10; N; <0,02H; <0,015B; терми-

ческая обработка: отжиг при 1250 °C в вакууме в течение 3 ч, охлаждение со скоростью 50...60 град/мин; стабилизирующий отжиг при 1000 °C в вакууме в течение 2 ч) с покрытием СДП-2 (основа — Ni; (18...22)Cr; (11...13,5)Al; (0,3...0,6)Y) толщиной 60 мкм, нанесенным на установке МАП-1 по методике ВИАМ [8].

Часть лопаток до облучения разрезали на электроэрозионном станке и исследовали методами: экзоэлектронной эмиссии (ЭЭЭ), сканирующей электронной спектроскопии (СЭС), рентгеноструктурного анализа (РСА) и оптической металлографии (ОМ) в поляризованном свете. Кроме этого, измеряли микротвердость HV и шероховатость Ra.

Обработку лопаток СИЭП проводили на ускорителе GESA-2 (энергия электронов – 115...150 кэВ; длительность импульса – 30...60 мкс; плотность энергии в пучке – 40...88 Дж/см²; площадь поперечного сечения пучка – 30...80 см²; неоднородность плотности по сечению пучка – 5 %). Лопатки после облучения также разрезали, а из полученных образцов-свидетелей изготавливали поперечные шлифы, в результате чего определяли удельный унос вещества в зависимости от плотности энергии W и числа импульсов *n*. Кроме того, поверхность мишеней исследовали методами ЭЭЭ, СЭС, РСА и ОМ для определения толщин удаленных за импульс слоев, перекристаллизованной и модифицированной областей мишени.

Результаты исследования и их обсуждение

Некоторые результаты исследования облученных лопаток представлены на рис. 1-8 и в табл. 1, из



Рис. 1. Перо лопатки 1-й ступени ТВД РД33 после удаления покрытия с помощью СИЭП



Рис. 2. Спинка лопатки 1-й ступени ТВД РДЗЗ после удаления покрытия и выглаживания поверхности с помощью СИЭП



Рис. 3. Микроструктура в поверхностном слое лопатки 1-й ступени ТВД РДЗЗ после удаления покрытия при облучении СИЭП через поверхностную маску

которых следует, что уже при плотностях энергии $W \ge 60 \text{ Дж/см}^2$ на поверхности облучаемых деталей из сплава ЖС26НК начинают интенсивно протекать процессы удаления поверхностных загрязнений и покрытия. Облучение же с большими значениями плот-



Рис. 4. Кинетика абляции с поверхности лопаток 1-й ступени турбины с покрытием СДП-2 на основе NiCrAlY: 1 – NiCrAlY (50 мкм); 2 – ZrN (26 мкм)



Рис. 5. Микроструктура в поверхностном слое образца с покрытием СДП-2 толщиной 60 мкм после его частичного удаления при $W = 40 \text{ Дж/см}^2$, n = 10 имп.



Рис. 6. Микроструктура в поверхностном слое образца с покрытием СДП-2 толщиной 60 мкм после его частичного удаления при $W = 50 \text{ Дж/см}^2$, n = 10 имп.



Рис. 7. Микроструктура в поверхностном слое образца с покрытием СДП-2 толщиной 60 мкм после его полного удаления и эрозии подложки при $W = 60 \text{ Дж/см}^2$, n = 10 имп.

ности энергии (рис. 2) приводит к полному удалению покрытия СДП-2 за 10 имп., однако микрорельеф формируемой поверхности в этом случае имеет волнистый характер и для его выглаживания необходимо проводить повторное облучение в режиме плавления.

Несомненный практический интерес, как и в работах [2–7], представляет собой явление абляции – релаксационный взрывоэмиссионный процесс образования неравновесной пароплазменной фазы, содержащей капельную фракцию. Реализация этого процесса открывает широкие возможности для ремонта дорогостоящих компонентов ГТД, обеспечивая высокоинтенсивное удаление поврежденных при эксплуатации поверхностных слоев и покрытий. На рис. 4 приведены результаты исследования кинетики



Рис. 8. Микроструктура в поверхностном слое образца с покрытием СДП-2 толщиной 60 мкм после его полного удаления при $W = 55 \text{ Дж/см}^2$, n = 10 имп.

абляции с поверхности лопаток 1-й ступени ТВД двигателя РД33 с покрытием СДП-2 (для сравнения на рис. 4 приведена кинетическая кривая для сплава ВТ9 с покрытием из нитрида циркония).

Поскольку поверхность после протекания процесса абляции содержит большое число кратеров и имеет волнистый микрорельеф, необходимо проводить финишную электронно-лучевую обработку при более низких плотностях энергии для снижения шероховатости поверхности на ускорителе GESA-1. После электронно-лучевого удаления выработавшего ресурс покрытия и поверхностного выглаживания поверхности лопатки должна быть проведена финишная термическая обработка для снятия остаточных растягивающих напряжений и стабилизации структур-

Таблица 1

<i>W</i> , Дж·см ⁻²	<i>n</i> , имп.	<i>Ra</i> , мкм, ±0,05	σ, ΜΠa, ±50	HV	I _{eee} , имп./с	
_	_	2,12	-170	420490	240±60	
2226	5	1,14	+120	440520	390±90	
2226	10	1,03	+130	460510	420±40	
4245	5	0,36	-60	480490	610±30	
4245	10	0,32	-70	470480	620±20	
5055	5	0,99	-90	390530	720±80	
5055	10	1,12	-100	380520	740±70	
Примечание. σ – остаточные напряжения, HV – микротвердость при нагрузке F = 2H.						

Влияние режимов облучения (*W* и *n*) на параметры качества (*Ra*, σ, HV) поверхностного слоя и интенсивность ЭЭЭ (*I*_{eee}) покрытия NiCrAIY

Таблица 2

Nº	Наименование операции	Режим обработки	Оборудование, контролируемые параметры	
005	Определение толщин поврежденных слоев	Изготовление микрошлифов	Концентрация кислорода — не более 1 % ат.	
010	Удаление покрытия СДП-2 СИЭП	Энергия электронов $E = 120150$ кэВ; плотность энергии в импульсе $5055 \ Дж/см^2$; число импульсов n = 10 имп.	Ускоритель GESA-2. Изменения силы тока и напряжения во времени; остаточный вакуум	
015	Выглаживание микрорельефа СИЭП	Энергия электронов $E = 115120$ кэВ; плотность энергии в импульсе $4245 \ Дж/см^2$; число импульсов $n \le 4$ имп.	Ускоритель GESA-1. Изменения силы тока и напряжения во времени; остаточный вакуум	
020	Контроль состояния поверхности	Изготовление микрошлифов; измерение шероховатости; проверка наличия кратеров и микротрещин	Микроскоп Versomet . Микротвердомер ПМТ-3. Проверка наличия кратеров; (420±30) HV (<i>F</i> = 1 H); <i>Ra</i> = 0,350,65 мкм	
025	Термическая обработка (вакуумный отжиг)	Температура нагрева (1050±30) °C; термоэкспозиция $\tau = 2$ ч; вакуум не меньше $13 \cdot 10^{-4}$ Па; охлаждение вместе с печью в вакууме	Микротвердомер ПМТ-3. Проверка отсутствия окисления; (450±30) HV (<i>F</i> = 1 H)	

Технологический процесс ремонта лопаток 1-й ступени ТВД РДЗЗ

но-фазового состояния и нанесения нового покрытия. В качестве примера в табл. 2 приведен электронно-лучевой технологический процесс ремонта поверхности лопаток 1-й ступени ТВД РД33.

Для демонстрации эффективности удаления поврежденных при эксплуатации поверхностных слоев и покрытия СДП-2 на рис. 1—4 приведены результаты изучения кинетики уноса материала при облучении лопатки с использованием защитной маски и представлен внешний вид лопаток после удаления покрытия.

Один из важнейших вопросов, который возникает при реализации технологического процесса ремонта лопаток ТВД, - как добиться адекватного уноса материала с различных участков поверхности лопатки? Действительно, после эксплуатации толщины оставшегося покрытия и окисленных слоев сильно различаются в разных участках поверхности лопатки, поэтому при облучении одинаковым числом импульсов частично будет удаляться и жаропрочный сплав. Однако этот вопрос решается простым подбором плотности энергии в импульсе, которая должна обеспечить эффективный унос материала покрытия, в то время как материал лопатки при этих значениях еще не подвержен абляции. Последнего добиться достаточно легко, так как жаропрочный сплав содержит незначительное число пор и большее содержание тугоплавких элементов, по сравнению с покрытием СДП-2.

В связи с этим становится очевидным, что величины плотностей энергии, при которых интенсивно протекает абляция материала покрытия СДП-2 и жаропрочного никелевого сплава, будут сильно различаться. На рис. 5–8 приведены результаты удаления покрытия СДП-2 толщиной 60 мкм электронным пучком на ускорителе GESA-2 с поверхности специально приготовленных монокристаллических образцов из сплава ЖС26НК. Энергия электронов при облучении составляла 125 кэВ, а длительность импульса менялась с повышением плотности энергии от 30 мкс (40 Дж/см²) до 80 мкс (70 Дж/см²).

Разработанный технологический процесс ремонта деталей из жаропрочных никелевых сплавов был апробирован на цилиндрических усталостных образцах из монокристаллического сплава ЖС26НК. На их поверхность по технологии ММП им. В.В. Чернышева наносили покрытие СДП-2 толщиной 60 мкм. После этого покрытие удаляли согласно технологическому процессу, описанному в табл. 2, и наносили новое покрытие. Полученную таким образом партию образцов испытывали на усталость при 975 °C и частоте нагружения 3000 Гц на воздухе. Результаты испытаний представлены на рис. 9.

Полученные данные хорошо согласуются с результатами исследования кинетики абляции с поверхности никелевых сплавов, а также с данными, полученными Ю.Д. Ягодкиным при использовании для облу-





I – образцы с покрытием СДП-2; *2* – обработка электронным пучком; *3* – ремонт

чения низкоэнергетического ускорителя, разработанного и изготовленного в Институте сильноточной электроники РАН [8].

Выводы

1. Показано, что СИЭП микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для контроля сцепления покрытий с основой и для ремонта лопаток турбины из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойкими покрытиями. Применение СИЭП позволяет удалять за один импульс поврежденные при эксплуатации поверхностные слои толщиной от 5 до 10 мкм за импульс при плотности энергии 50...55 Дж/см².

2. Экспериментально доказано, что после электронно-лучевого удаления с поверхности лопаток 1-й ступени ТВД РД33 поврежденного во время эксплуатации покрытия СДП-2 основные свойства лопаток ухудшаются (возрастает шероховатость поверхности, снижается предел выносливости, формируются остаточные растягивающие напряжения). Для достижения уровня эксплуатационных свойств исходных лопаток, необходимо осуществлять технологический процесс ремонта лопаток в несколько операций: 010 – удаление покрытия; 015 – выглаживание микрорельефа; 020 – контроль состояния поверхности; 025 – финишная термическая обработка для снятия остаточных растягивающих напряжений; 030 – нанесение нового покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1988. 240 с.

2. Пайкин А.Г., Львов А.Ф., Шулов В.А., Ночовная Н.А., Энгелько В.А. Использование сильноточных импульсных электронных пучков для модификации свойств лопаток ГТД // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2003. № 3. С. 41–49.

3. **Пайкин А.Г.** Разработка высокоинтенсивной технологии поверхностной модификации лопаток КВД из жаропрочных сталей типа ЭП866Ш с применением сильноточных импульсных электронных пучков: дис. ... канд. техн. наук. МАИ, 2003. 103 с.

4. Белов А.Б., Крайников А.В., Львов А.Ф., Пайкин А.Г., Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Энгелько В.И., Ткаченко К.И. Перспективы применения КИПЭ для изготовления и ремонта деталей машин. Ч. 1 // Двигатель. 2006. № 1 (43). С. 6–8.

5. Белов А.Б., Крайников А.В., Львов А.Ф., Пайкин А.Г., Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Энгелько В.И., Ткаченко К.И. Перспективы применения КИПЭ для изготовления и ремонта деталей машин. Ч. 2 // Двигатель. 2006. № 2 (44). С. 8–11.

6. Белов А.Б. Разработка технологии модификации поверхности лопаток КВД из α+β-титановых сплавов с применением сильноточных импульсных электронных пучков: дис. ... канд. техн. наук. МАИ, 2006. 138 с.

7. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСиС, 2001. 632 с.

8. **Ягодкин Ю.Д.** Разработка технологических основ процессов обработки деталей ГТД с применением ионных и электронных пучков: дис. ... д-ра техн. наук. МАИ, 1995. 248 с.





обработка комбинированными Методами

УДК 631.794: 621.791

А.М. Михальченков (Брянский филиал ГОУ МГУПС (НИИТ)), В.Ф. Комогорцев, А.А. Тюрева (Брянская ГСХА) E-mail: cit@bgsha.com

Факторы, влияющие на повышение долговечности плужных лемехов при наплавочном армировании

Анализ основных факторов, влияющих на повышение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин при абразивном изнашивании, позволил рекомендовать в качестве упрочняющей технологии, увеличивающей ресурс плужных лемехов, наплавочное армирование области, примыкающей к полевому обрезу. Установлено, что наплавочное армирование обеспечивает повышение твердости, благоприятное изменение траектории движения абразивных частиц и снижение пути их контактирования с рабочей поверхностью.

Ключевые слова: плужный лемех, изнашивающая способность почвы, лучевидный износ, наплавочное армирование, повышение твердости в области, примыкающей к полевому обрезу, траектория движения абразивной частицы почвы, увеличение степени проскальзывания, диаметр электрода, скорость движения пахотного агрегата.

The main factors influencing lifetime increasing of tillage machine tools under abrasive wear are materials science and tribotechnical factors. Their analysis made it possible to recommend hard-facing of area adjacent to the landward as hardening techniques which increase operating life of plowshares. Hard-facing is welding of hardening beads to the area adjacent to the landward. It secures hardening of this area favourable changing of abrasive particles paths of movement and reduction of their contact with the working area.

Keywords: plowshare, the ability of soil to bring about the wear of tillage machines, wear shaped like a ray, hard-facing hardening in area adjacent to the landward, path of an abrasive soil particle movement, increase in the degree of slipping, electrode diameter, plowing unit speed.

Плужные лемеха являются наиболее востребованной деталью почвообрабатывающей техники, что связано с их невысоким ресурсом, особенно при обработке песчаных и супесчаных почв. Это, в первую очередь, определено специфическими условиями эксплуатации почвообрабатывающих орудий и нарушением технологических норм при изготовлении, которые приводят к огромным масштабам производства (миллионы штук) и низкому ресурсу от 5 до 10 га на этих типах почв.

Гранулометрический состав дерново-подзолистых песчаных и супесчаных почв характеризуется большим содержанием крупных (0,01...1,00 мм) твердых минеральных частиц кварца твердостью 7...11 HV, составляющим примерно 70...85 % грунта. Такая твердость значительно превосходит HV рабочих поверхностей лемеха. Кроме того, почвообразующие породы дерново-подзолистых почв, в большинстве своем водно-ледникового происхождения, предполагают наличие в них незначительного количества валунов и гальки кристаллических пород (до 12 %). Подобные почвы, ввиду отмеченных причин, обладают достаточно высокой изнашивающей способностью, которая составляет 60...260 г/га.

По мере наработки в результате абразивного изнашивания минеральными частицами почвы изменяется геометрическая форма и размеры лемеха, что отрицательно влияет на агротехнические и энергетические показатели пахотного агрегата: ухудшается качество обработки почвы, увеличивается расход топлива, снижается производительность, значительное время тратится на его замену и восстановление.

Существенное повышение долговечности плужных лемехов возможно при использовании эффективных упрочняющих технологий, увеличивающих износостойкость детали и предупреждающих интенсивное изнашивание [1–3]. Вместе с тем применение способов упрочнения должно учитывать специфику расположения областей изнашивания плужного лемеха, местонахождение которых непосредственно зависит от гранулометрического состава почвы. Устоявшиеся технологии производства и упрочнения не



Рис. 1. Виды лучевидного износа:

а – допустимый износ; б – сквозное протирание; в – потеря геометрии носка

позволяют значительно увеличить износостойкость детали, особенно при пахоте на песчаных и супесчаных почвах и, тем самым, повысить долговечность лемеха. Это во многом обусловлено спецификой абразивного изнашивания, особенно в локальных зонах плужного лемеха.

Одним из главных факторов, ограничивающих ресурс плужного лемеха при пахоте на дерново-подзолистых почвах, следует считать появление лучевидного износа в области, примыкающей к полевому обрезу (рис. 1).

Количество отказов лемехов по этой причине согласно исследованиям, составляет около 84 % от поступивших на реставрацию. Значительные потери металла в области износа, вплоть до сквозного протирания (рис. 1, δ), помимо снижения качества вспашки, приводят к изгибам носка и его изломам. Нужно отметить, что остальные геометрические параметры в ряде случаев соответствуют допустимым нормам (рис. 1, *a*), хотя подобный вид износа сопровождается потерей геометрии носка (рис. 1, *в*).



Рис. 2. Упрочнение плужных лемехов наплавочным армированием:

а – схема наплавки; *б* – упрочненный лемех

Для предупреждения образования лучевидного износа предложен способ упрочнения плужных лемехов наплавочным армированием [4]. Валики в форме полуэллипса с расстоянием (*a*) между ветвями около 43 мм наплавляют, начиная с носка лемеха вдоль его передней кромки под углом к полевому обрезу $\alpha \approx 10^{\circ}$ согласно схеме (рис. 2). Для достижения максимального упрочняющего эффекта зона армиро-

вания должна охватывать область формирования лучевидного износа, т.е. наплавляемые валики должны обеспечивать перекрытие зоны образования дефекта, поэтому величина a обусловлена поперечным размером лучевидного износа. Значение угла α определяется величиной наклона лучевидного износа к обрезу носка. Расстояние (b) между вершинами полуэллипсов составляет около 30 мм, что соответствует размеру зоны термического влияния.

Непосредственно после наплавки лемех охлаждают погружением носка лемеха до первого крепежного отверстия в воду и выдерживают в ней до полного остывания. Наплавку выполняют электродом Э46А-УОНИ-13/45-4, 0-У0 (допускается использование подобного электрода) с силой сварочного тока 130...140 А, постоянным током обратной полярности, диаметром электрода (d_3) равным 4 мм.

Как показали полевые испытания, проведенные технологические воздействия повысили ресурс плужного лемеха до 17...19 га против 9...11 га у новых деталей за счет увеличения стойкости к абразивному изнашиванию (испытания проводили в одинаковых условиях).

Повышение износостойкости, по-видимому, происходит благодаря двум факторам: *материаловедческому*, приводящему к изменению микроструктуры материала детали и повышению его твердости, вследствие термических воздействий при наплавке и резкому охлаждению после нее, и *триботехническому*, выраженному в изменении траектории движения абразивных частиц и уменьшению степени их проскальзывания при столкновении с наплавленными валиками, служащих своеобразным "барьером" на пути их движения.

Роль первого фактора вытекает из известных зависимостей между твердостью и износостойкостью, полученных еще М.Н. Хрущевым [5]. Лемех при изготовлении закаливают со стороны лезвия на высоту 25...40 мм до твердости 47...49 HRC (444...477 HB), твердость же остальной поверхности составляет около 240...250 HB. При наплавочном армировании твердость упрочняемой области повышается (рис. 3).



Рис. 3. Распределение твердости по длине *I* упрочненной области

Среднее значение твердости наплавленной области составляет 558,4 НВ.

В то же время максимальное значение наблюдается в области носка (600 НВ). Следовательно, на носке лемеха вследствие выравнивания градиента температур по объему металла заметных процессов разупрочнения не происходит. Более того, термическое воздействие при наплавочном армировании оказывает благоприятное воздействие на упрочняемую область, так как способствует фазовым превращениям, позволяющим при быстром охлаждении в воде получить в зоне носка структуры повышенной твердости (мартенсита с 780 НВ), что, в свою очередь, способствует росту сопротивления абразивному изнашиванию. В то же время при наплавке валика малоуглеродистым электродом на сталь, содержащую 0,55 % углерода, вследствие высокой скорости остывания, повышается вероятность образования структур с наличием карбидных составляющих (цементит), имеющих высокую твердость (800 НВ). Наличие присадки алюминия в электродном материале (менее 0,01 %) способствует получению мелкозернистой структуры, также улучшающей механические свойства наплавленного металла. Таким образом, роль материаловедческого фактора на повышение износостойкости при наплавочном армировании очевидна.

Влияние второго фактора сказывается следующим образом.

Абразивная частица массой m скатывается с окружности радиусом R (радиус армирующего валика),



имея в верхней точке этой окружности некоторую горизонтальную скорость v₀ (рис. 4). Если v₀ $\geq \sqrt{gR}$, частица массой *m* сразу оторвется от окружности (от валика) в его верхней точке и начнет свободный полет (математические выкладки опускаются). Так как $R \approx 5$ мм = 0,005 м, а $g \approx 10$ м/c², то условие v₀ $\geq \sqrt{gR}$ будет выполняться при скоростях частиц

$$v_0 \ge \sqrt{10.0,005} \approx 0,22 \text{ (M/c)} \approx 0,8 \text{ (KM/H)}.$$

Так как скорость v_0 – это скорость движения трактора, а его скорость заведомо больше 0,8 км/ч (v_0 = 4...7 км/ч [6]), то частицы почвы, не огибая валика, срываются с него в его верхней точке и начинают свободный полет. Этот полет совершается по параболе, описываемой уравнением (1):

$$y = R - \frac{gx^2}{2v_0^2}.$$
 (1)

При y = 0 найдем $x = x_0 - дальность полета частицы:$

$$x_0 = \sqrt{\frac{2R}{g}} \mathbf{v}_0. \tag{2}$$

Например, если $v_0 = 5 \text{ км/ч} \approx 1,38 \text{ м/c}$, то $x_0 \approx \approx 0,044 \text{ м}$.

Согласно выражению (2) определим влияние скорости движения и размеров наплавленных валиков на дальность полета частицы, при различных скоростях движения трактора (рис. 5).

Во всех рассматриваемых случаях при увеличении скорости движения путь, пройденный частицей, возрастает с увеличением v_0 . В то же время для стандартных культурных корпусов пределом скорости движения считается 7 км/ч (1,94 м/с) [6], а рабочим — диапазон скоростей 4...6 км/ч (1,08...1,62 м/с). То есть для оценки влияния армирующих валиков на v_0 можно ограничиться именно этим диапазоном (обозначен стрелками на рис. 5).

При наплавочном армировании области, примыкающей к полевому обрезу, возможно применение электродов различных диаметров: 3; 4; 5 и 6 мм, которые позволят получить радиус наплавленных валиков R или, что одно и то же, их высоту h, соответственно равную 0,003; 0,004; 0,005 и 0,006 м. Расстояние S между валиками, согласно размерам зон термического влияния, составляет 0,03...0,04 м. То есть лучшей следует считать ту скорость движения, которая обеспечит путь движения частицы в пределах 0,03...0,04 м (заштрихованная область на рис. 5).

С точки зрения достижения максимального эффекта повышения износостойкости при наплавочном





a – 0,003 м; *б* – 0,004 м; *в* – 0,005 м; *г* – 0,006 м (заштрихованная область – ширина между валиками)

армировании области наиболее вероятного износа носка лемеха, целесообразно, чтобы абразивная частица перелетала с валика на валик, совершая путь 0,03...0,04 м, не попадая в пространство между ними.

Вместе с тем с увеличением h минимальные скорости, при которых S > 0.03 м, уменьшаются. То есть условие S = 0.03...004 м наиболее полно может быть

реализовано при нормированных скоростях движения трактора, если высота валиков будет 0,003 и 0,004 м. Использование электродов большего диаметра способствует росту вероятности увеличения пути движения частиц, которые, перемещаясь по параболе, могут попасть в пространство между наплавленными валиками, что ведет к ускорению процесса изнашивания упрочненной области.



Рис. 6. Диапазон скоростей (заштрихованная область), обеспечивающий путь абразивной частицы в зависимости от диаметра электрода:

О – минимальные значения; □ – максимальные значения скорости

Оптимальный диапазон скоростей (минимальные и максимальные значения), при которых абразивная частица будет перелетать с валика на валик, не попадая в пространство между ними, представлен на рис. 6.

Таким образом, применение наплавочного армирования для упрочнения плужных лемехов позволит получить благоприятные, с точки зрения увеличения износостойкости, механические свойства области, примыкающей к полевому обрезу. Наличие наплавленных валиков, имеющих форму полуэллипса, как следует из приведенного теоретического обоснования, изменяет траекторию движения абразивных частиц почвы и увеличивает степень их проскальзывания, что приводит к уменьшению коэффициента трения и снижает путь контактирования частиц с рабочей поверхностью лемеха при эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тип М.Ю. Повышение износостойкости рабочих органов с/х машин: Обзорная информация. М.: ЦНИИТЭИ-тракторсельхозмаш, 1986. 35 с.

2. Сидоров С.А., Сидоров А.И. Повышение ресурса почворежущих органов наплавочными сплавами // Механизация и электрификация сельского хозяйства. 2003. № 9. С. 20–22.

3. Михальченков А.М., Жуков А.А., Михальченкова М.А. Технологические приемы армирования для повышения ресурса плужных лемехов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2007. № 12. С. 10–12.

4. Пат. 2334384 Российской Федерации. Способ повышения износостойкости плужных лемехов / А.М. Михальченков, А.А. Тюрева, И.В. Козарез, М.А. Михальченкова, опубл. в 2008. Бюл. № 27.

5. **Хрущев М.М., Бабичев М.А.** Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 252 с.

6. Кленин Н.И., Егоров В.Г. Сельскохозяйственные и мелиоративные машины. М.: "КолосС", 2004. 464 с.

УДК 621.9.025

В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.Н. Тулисов (ГОУ ВПО "Ульяновский государственный технический университет"),

А.В. Чихранов (Технологический институт – филиал

ФГОУ ВПО "Ульяновская государственная сельскохозяйственная академия",

г. Димитровград) E-mail: vpt@ulstu.ru

Методика расчета трещиностойкости многослойных покрытий режущего инструмента

Предложена методика расчета времени циклической трещиностойкости многослойных покрытий, позволяющая производить оценку эффективности и выбор оптимальной конструкции покрытий без проведения экспериментальных исследований.

Ключевые слова: режущий инструмент, многослойные ионно-плазменные покрытия, циклическая трещиностойкость, напряжение, коэффициент интенсивности напряжений, интенсивность износа.

The design procedure of time cyclic stability of cracks the multilayered coverings is offered, allowing to make an estimation of efficiency and a choice of an optimum design of coverings without carrying out of experimental researches. **Keywords:** cutting tool, multilayered ionic-plasma coverings, cyclic stability of cracks, pressure, factor of intensity of pressures, intensity of deterioration.

Одним из перспективных методов повышения работоспособности *режущего инструмента* (РИ) является нанесение на его рабочие поверхности *износо*- стойких покрытий (ИП), получаемых методом конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой (КИБ) [1, 2]. Преимущество таких покрытий заключается в широких возможностях направленного регулирования свойств поверхности РИ при частичном или полном сохранении свойств инструментальной основы.

Разрушение ИП на рабочих поверхностях РИ происходит вследствие образования и развития в процессе резания усталостных трещин. Следовательно, важной характеристикой ИП, которая определяет эффективность РИ, является его трещиностойкость. В работе [3] для оценки работоспособности РИ с ИП использовали величину циклической трещиностойкости t_{u} , которую определяли как время работы до образования трещины в ИП. Предложенная методика позволяет учесть как физико-механические свойства материалов ИП и инструментальной основы, так и процессы, протекающие на контактных площадках режущего инструмента.

Методика работы [3] позволяет определить циклическую трещиностойкость однослойных ИП. В настоящее время более широкие возможности повышения работоспособности РИ связаны с нанесением на его рабочие поверхности *многослойных* износостойких *покрытий* (МП), позволяющих разделять функции между слоями покрытий. Процесс трещинообразования в МП более сложен, так как в этом случае необходимо учитывать различие физико-механических свойств различных слоев МП и влияние границ между слоями.

Зарождение трещины в покрытиях происходит в местах скопления дислокаций, а ее развитие — вдоль границ зерен перпендикулярно границе раздела "ИП—инструментальная основа" [4]. При этом напряжениями, определяющими условие разрушения покрытия, будут нормальные напряжения, действующие в объеме покрытия вдоль этой границы раздела. Такая картина характерна как для однослойных, так и для многослойных ИП.

Как будет показано ниже, основная доля напряжений в тонких покрытиях возникает в результате влияния инструментальной основы. Влияние слоев МП на напряженное состояние друг друга пренебрежимо мало. Это позволяет значительно упростить задачу изучения процесса разрушения МП: разрушение каждого слоя МП можно рассматривать как разрушение однослойного покрытия. При этом, как было показано в работе [3], наибольшую опасность при разрушении ИП представляют краевые трещины, возникающие на границе раздела сред.

Процесс разрушения МП может быть представлен следующим образом.

При переходе напряжений из сжимающих в растягивающие в одном из слоев МП возникает краевая трещина, которая под действием растущих напряжений начинает развиваться, вырастая в итоге до критических размеров, равных толщине самого слоя. При выходе трещины на границу раздела сред (слоев) возможно следующее ее развитие [5]:

а) трещина проникает вглубь следующего слоя. В данном случае разрушение ИП носит характер разрушения однородного материала. Такой характер разрушения возможен при соотношении модулей Юнга слоев $E_1/E_2 >> 1$, а также при условии хорошей адгезионной связи слоев;

б) трещина отрыва переходит в трещину скольжения. При этом происходит расслоение слоев МП и дальнейшее развитие трещины проходит по границе раздела сред. Такое разрушение может наблюдаться при условии значительной прочности последующих слоев по сравнению с первым (соотношение $E_1/E_2 \ll << 1$ при незначительных силах адгезионного взаимодействия);

в) при выходе трещины на границу раздела сред (слоев МП) она переходит в трещину скольжения, развивающуюся вдоль этой границы и расслаивающую МП, а потом возникает новая трещина, движущаяся в направлении развития исходной трещины отрыва. Такой случай возможен при соотношении $E_1/E_2 \leq 1,5...2$.

В случае разрушения РИ с ионно-плазменными МП имеет место третий случай, так как соотношение модулей упругости материалов, используемых в качестве слоев, как правило, не превышает 1,5.

Для исследования процесса развития трещин необходимо знать распределение напряжений в каждом слое МП. По аналогии с данными работы [3] нормальные напряжения, действующие в каждом слое покрытия, представляют собой сумму следующих слагаемых:

$$\sigma_i = \sigma_{1i} + \sigma_{\text{терм}i} + \sigma_{\text{ост}i} + \sigma_{\pi i}, \qquad (1)$$

где σ_{1i} – напряжения, возникающие в процессе резания, Па;

 $\sigma_{\text{терм}i}$ — термические напряжения, возникающие в процессе резания от неравномерности распределения температуры, Па;

σ_{ості} – остаточные напряжения, Па;

σ_{пі} – напряжения, возникающие в результате ползучести материала инструментальной основы, Па.

Вывод выражений для определения слагаемых в зависимости (1) каждого слоя МП можно выполнить следующим образом. Используя способ независимости действия каждых из рассматриваемых слагаемых и рассматривая конструкцию МП, состоящую из *n* слоев и инструментальной основы, можно записать уравнение равновесия:

$$\sum_{i=0}^{n} X_{i} = 0,$$
 (2)

где X_i — нормальная сила, соответствующая *i*-му элементу (инструментальной основе, обозначенной индексом "0" и слоям МП, обозначенными индексами "1, 2, ..., *n*"). Выражение (2) можно записать через нормальные напряжения в следующем виде:

$$\sum_{i=0}^{n} \sigma_i h_i = 0, \tag{3}$$

где h_i – толщина *i*-го элемента, м.

Для расчета напряжений необходимо использовать также дополнительные условия равенства деформаций элементов системы:

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_1 = \varepsilon_2 = \dots = \varepsilon_n \,. \tag{4}$$

При определении напряжений σ₁ зависимость между напряжениями и деформациями можно представить в виде закона Гука:

$$\varepsilon_i = \frac{\sigma_i}{E_i^*},\tag{5}$$

где E_i^* — модифицированный модуль упругости первого рода *i*-го элемента конструкции, равный

$$E_i^* = \frac{E_i}{1 - \nu_i},\tag{6}$$

где E_i — модуль упругости первого рода *i*-го элемента, Па;

v_i – коэффициент Пуассона *i*-го элемента.

Принимая коэффициент Пуассона $v_i \approx 0,3$ для определения напряжений σ_{1i} можно вывести следующую зависимость:

$$\sigma_{1i} = \frac{E_i}{E_0} \sigma_{10}.$$
 (7)

По аналогии с определением напряжений σ_{1i} для напряжений $\sigma_{\text{терм}i}$ зависимость между напряжениями и деформациями можно представить в виде:

$$\varepsilon_i = \alpha_i \Delta T + \frac{\sigma_{\text{терм}i}}{E_i^*},\tag{8}$$

где α_i – коэффициент термического линейного напряжения *i*-го элемента конструкции, °C⁻¹;

 ΔT — разность между контактной температурой на передней поверхности РИ с МП и комнатной температурой, °С.

После соответствующих преобразований можно получить выражения для нахождения термических напряжений. Например, для 1-го слоя они равны

$$\sigma_{\text{терм1}} = \frac{\left[(\alpha_0 - \alpha_1) + (\alpha_2 - \alpha_1) \frac{E_2^*}{E_0^*} \frac{h_2}{h_0} + \dots + (\alpha_n - \alpha_1) \frac{E_n^*}{E_0^*} \frac{h_n}{h_0} \right] \Delta T}{\frac{1}{E_1^*} + \frac{1}{E_0^*} h_0} \left[h_1 + \frac{E_2^*}{E_1^*} h_2 + \dots + \frac{E_n^*}{E_1^*} h_n \right]}.$$

Так как толщина инструментальной основы значительно больше толщин слоев МП:

$$h_0 >> h_1, h_2, \dots, h_n,$$
 (10)

то выражение (9) можно значительно упростить:

$$\sigma_{\text{терм}i} \approx (\alpha_0 - \alpha_1) E_1^* \Delta T.$$
 (11)

Выполняя аналогичные преобразования, можно получить выражения для определения термических напряжений и в других слоях МП. В общем случае термические напряжения в *i*-м слое МП равны:

$$\sigma_{\text{терм}i} \approx \frac{(\alpha_0 - \alpha_i)E_i\Delta T}{1 - \nu_i}.$$
 (12)

Наличие в покрытии остаточных напряжений обусловлено несколькими причинами. Остаточные напряжения I рода вызваны тепловыми деформациями, II и III рода — фазовыми деформациями и структурными изменениями. В настоящее время не существует четкой методики расчета остаточных напряжений, возникающих в ИП. Кроме того, полностью не изучены механизмы их формирования. По различным источникам доля напряжений II и III рода в ИП может достигать от 10 до 90 %. Как показано в работе [6], для твердосплавного РИ с достаточной точностью остаточные напряжения можно вычислить по аналогии с термическими напряжениями (см. выше). Тогда зависимость между остаточными напряжениями σ_{octi} и деформациями можно представить в виде:

$$\varepsilon_i = \mu_i + \frac{\sigma_{octi}}{E_i^*},\tag{13}$$

где μ_i — коэффициент формирования остаточных напряжений *i*-го элемента конструкции.

После соответствующих преобразований для определения величины остаточных напряжений можно записать следующее выражение:

$$\sigma_{\text{ост}i} \approx \frac{\mu_i E_i}{1 - \nu_i}.$$
 (14)

В общем случае коэффициент µ_i является сложной функцией, зависящей от толщины слоя МП:

$$\mu_i = f(h_i). \tag{15}$$

Проведенные исследования для однослойных ИП показывают, что величина остаточных напряжений уменьшается с увеличением толщины покрытия. Тогда в первом приближении зависимость (15) можно ______ представить в виде:

$$\mu_i = \frac{k_i}{h_i},\tag{16}$$

где k_i — коэффициент, зависящий от материала *i*-го слоя.

(9)

Подставляя выражение (16) в (14), получаем:

$$\sigma_{\text{octi}} \approx \frac{k_i E_i}{h_i (1 - v_i)}.$$
(17)

Таким образом, для расчета остаточных напряжений необходимо определить коэффициент k_i . Принимая во внимание, что коэффициент k_i является постоянной величиной для конкретного материала слоя МП и не зависит от его толщины, выражение (17) можно представить в виде:

$$\sigma_{\text{ocr}i} \approx \frac{h_i^* \sigma_{\text{ocr}i}^*}{h_i}, \qquad (18)$$

где σ_{octi} — остаточные напряжения в материале *i*-го слоя МП, определенные при толщине слоя h_i ;

 σ_{octi}^{*} — остаточные напряжения в материале *i*-го слоя МП, определенные при толщине слоя h_{i}^{*} .

Таким образом, зная значения остаточных напряжений σ^*_{octi} в *i*-м слое толщиной h^*_i , можно рассчитать величину остаточных напряжений для любой другой толщины *i*-го слоя МП.

Для расчета времени циклической трещиностойкости *i*-го слоя МП t_{ui} по аналогии с работой [3] можно использовать следующее выражение:

$$t_{ii} = t_{ii1i} + t_{ii2i},$$
(19)

где t_{uli} — время, за которое в *i*-м слое МП сжимающие напряжения переходят в растягивающие и зарождается трещина;

 $t_{{\rm u}2i}$ – время, за которое в *i*-м слое МП образуется сквозная трещина.

Величина составляющей времени t_{u1i} рассчитывается по следующей зависимости:

$$t_{u1i} = \left(\frac{\sigma_{1i} + \sigma_{\text{терм}i} + \sigma_{\text{ост}i} + \Delta\sigma_i}{E_i A \sigma_x^k}\right)^3, \quad (20)$$

где $\Delta \sigma_i$ — амплитуда колебаний напряжений в покрытии, возникающих в процессе резания, Па;

А и *k* – коэффициенты, зависящие от свойств материала и температуры соответственно;

 σ_x — напряжения, действующие в направлении, параллельном передней поверхности режущего клина инструмента.

Для определения второй составляющей времени t_{u2i} используется интегральное уравнение

$$\int_{l_{0i}}^{l_{\text{trai}}} \frac{dl}{C_i^4 b_i^2} = \int_0^{t_{\text{trai}}} \frac{1,09\pi^2}{2K_{1Ci}^2 \sigma_{\pi i}^2 t_1} (\sigma_{\text{max}i}^4 - \omega \sigma_{\text{min}i}^4) dt, \quad (21)$$

где l_{0i} , $l_{\text{кpi}}$ — соответственно величина исходной зародышевой микротрещины и критический размер трещины, м;

 C_i — безразмерный коэффициент, зависящий от положения точки на фронте трещины, для которой

определяется коэффициент интенсивности напряжений;

 b_i – вектор Бюргерса материала слоя МП;

 K_{ICi} – вязкость разрушения материала слоя МП, Па·м^{1/2};

 $\sigma_{\scriptscriptstyle T\!i}$ – предел текучести материала слоя покрытия, Па;

 t_1 — время одного цикла, необходимое для образования одного элемента стружки, с;

σ_{maxi} и σ_{mini} – соответственно максимальные и минимальные суммарные напряжения, действующие за один цикл нагружения, Па;

ω – функция нагрузки [3].

Напряжения σ_{maxi} и δ_{mini} рассчитываются по следующим зависимостям:

$$\sigma_{\max i} = E_i A \sigma_x^k (t_{u2i} + t_{u1i} + t')^{\frac{1}{3}} + \sigma_{0i} + \Delta \sigma_i; \qquad (22)$$

$$\sigma_{\min i} = E_i A \sigma_x^k (t_{u2i} + t_{u1i} + t')^{\frac{1}{3}} + \sigma_{0i} - \Delta \sigma_i,$$

где t' — время работы РИ до начала роста трещины в *i*-м слое;

σ_{0i} – сумма напряжений, Па, равная

$$\sigma_{0i} = \sigma_{1i} + \sigma_{\text{терм}i} + \sigma_{\text{ост}i}.$$
(23)

Следует отметить, что вследствие ползучести режущего клина инструмента происходит изменение напряженного состояния в слоях МП. Поэтому при определении значений напряжений σ_{maxi} и σ_{mini} для слоев МП необходимо учитывать суммарное время t', за которое проходит разрушение менее прочных слоев.

На рис. 1 схематично представлено изменение напряженного состояния в слоях двухслойного МП в процессе резания с течением времени. В этом случае трещина зарождается в одном из слоев МП и после окончания времени t_{n11} начинает расти в направлении, перпендикулярном границе раздела инструментального материала и покрытия. При достижении критических размеров через время t_{n12} происходит разрушение 1-го слоя покрытия и переход трещины отрыва в трещину скольжения, движение которой направлено вдоль межслойной границы. В это же время начинается развитие новой трещины во 2-м слое МП, что приводит к его разрушению через время t_{n22} .

В общем случае время циклической трещиностойкости t_{μ} равно сумме времен циклической трещиностойкости $t_{\mu i}$ всех *n* слоев МП:

$$t_{\rm u} = \sum_{i=1}^n t_{{\rm u}\,i} = \sum_{i=1}^m t_{{\rm u}1\,i} + \sum_{i=1}^n t_{{\rm u}2\,i} \,, \tag{24}$$

где m — число слоев МП, для которых в процессе их разрушения имеется составляющая времени t_{uli} , определяемая по выражению (20).



Рис. 1. Изменение напряженного состояния в слоях двухслойного МП в процессе резания с течением времени: *1* – менее прочный слой; *2* – более прочный слой

В работе [3] для определения коэффициента *С*, входящего в уравнение (21) была получена зависимость вида (рис. 2):

$$C = -2,779 \left(\frac{l}{h_i}\right)^8 + 7,294 \left(\frac{l}{h_i}\right)^6 -$$

$$-5,110 \left(\frac{l}{h_i}\right)^4 + 1,752 \left(\frac{l}{h_i}\right)^2 + 0,722,$$
(25)

где *l* – длина трещины отрыва, м.

Рассматривая элементарный акт роста трещины отрыва в *i*-м слое МП при выводе зависимости (21) для коэффициентов интенсивности напряжений K_1 использовали формулу:

$$K_{\rm I} = C\sigma \sqrt{\pi l}, \qquad (26)$$

где σ – действующие в слое покрытия напряжения, МПа.

Из рис. 2 следует, что на начальной стадии роста трещины при ее относительно небольших размерах коэффициент *C* имеет низкие значения. Следовательно, величина K_1 также будет иметь относительно небольшие значения и скорость роста трещины в начальной стадии будет низкой. С увеличением длины трещины коэффициент интенсивности напряжений стремительно возрастает, что связано как с увеличением значения коэффициента *C*, так и с ростом величины напряжений. Из этого следует, что применение МП позволит повысить время циклической трещиностойкости за счет снижения величины коэффициента интенсивности напряжений в каждом слое.

Величина вязкости разрушения K_{ICi} , входящая в уравнение (21), зависит от толщины *i*-го слоя МП. Для учета этого влияния была получена зависимость вида:

$$K_{\rm ICi} = \frac{K_{\rm ICi}^* \sigma_{0i}}{\sigma_{0i}^*} \sqrt{\frac{h^*}{h_i}}, \qquad (27)$$



Рис. 2. Зависимость коэффициента *C* от относительного размера трещины $\frac{1}{h}$

где K_{ICi}^* , σ_{0i}^* – соответственно вязкость разрушения и суммарные напряжения в материале *i*-го слоя МП, определенные при толщине слоя $h^* = 5$ мкм [3].

Для проверки адекватности разработанной методики был произведен расчет циклической трещиностойкости $t_{\rm u}$ для МП, нанесенных на РИ из твердого сплава МК8. Результаты расчетов представлены на рис. 3 и в таблице.

Как следует из рис. 3, *a*, наибольшая циклическая трещиностойкость покрытий TiN—TiZrN общей толщиной 6, 8 и 10 мкм наблюдается для толщин верхнего слоя МП, равных 50...60 % от общей толщины МП. Так, для МП толщиной 6 мкм наибольшее значение времени $t_{\rm u}$ составило 25,8 мин при толщине верхнего слоя, равной 3 мкм. Для МП толщиной 8 и 10 мкм, наибольшие значения $t_{\rm u}$ соответственно 22,3 и 20,6 мин имело место при толщинах верхних слоев, приблизительно равных 4 и 5 мкм.

Данные расчета хорошо согласуются с результатами исследования интенсивности изнашивания РИ с МП [7]. Из рис. 3, δ видно, что наименьшая интенсивность изнашивания РИ имеет место при тех же соотношениях толщин верхнего слоя и общей толщиной МП, что свидетельствует об адекватности предложенной методики.

Представленные в таблице данные расчета времени циклической трещиностойкости для покрытий TiN–TiCN, TiN–TiAlN, TiN–TiZrN, TiN–TiCN–TiZrN в сравнении с экспериментальными значениями времени работы РИ с МП до появления трещин t_{μ_9} [7] показывают, что максимальная погрешность между расчетными и экспериментальными величинами не превышает 10...11 %. Как видно из представленных данных, увеличение циклической трещиностойкости приводит к снижению интенсивности изнашивания РИ с МП, а наибольшая эффективность характерна для покрытия



Рис. 3. Влияние толщины h_в верхнего слоя TiZrN покрытия TiN-TiZrN на величину циклической трещиностойкости $t_{\mu}(a)$ и интенсивности изнашивания (б) РИ из твердого сплава МК8 при общей толщине покрытия:

1 - 6 мкм; 2 - 8 мкм; 3 - 10 мкм; режимы резания – v = = 180 м/мин; S = 0,3 мм/об; t = 1 мм; обрабатываемый материал – сталь ЗОХГСА

TiN-TiCN-TiZrN, которое имеет наибольшее значение времени $t_{\rm II}$.

Таким образом, разработанная методика позволяет определять циклическую трещиностойкость МП и разрабатывать МП, направленно подбирая состав и толщины отдельных его слоев и покрытия в целом, обеспечивающих наибольшее повышение эффективности РИ.

	и интенсивности изнашивания РИ								
№ п/п	Материал слоя	Толщи- на слоя <i>h_i</i> , мкм	Время <i>t</i> _ц , мин	Время <i>t</i> _{цэ} , мин [*]	Интен- сивность изнаши- вания <i>I</i> ·10 ⁻⁶ , мм/м				
1	TiCN	4	10,78	11,20	0,47				
	TiN	4							
	TiAlN	4	10.51	20,60	0.20				
	TiN	4	18,/1		0,28				
3	TiZrN	4	20 (2	22.80	0.20				
	TiN	4	20,62	22,80	0,26				

Значения	времени	циклич	еской	трещин	юстойкости
И	интенси	вности и	изнаши	ивания	РИ

Примечание. Последовательность слоев в МП указана начиная с верхнего. Толщина покрытия 8 мкм.

23.89

24.30

0.13

* – экспериментальные данные работы [7].

3

3

2

TiZrN

TiCN

TiN

4

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Верещака А.С., Третьяков И.П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1986. 192 c.

2. Табаков В.П. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями на основе сложных нитридов и карбонитридов титана. Ульяновск: УлГТУ, 1998. 123 c.

3. Табаков В.П., Чихранов А.В. Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания. Ульяновск: УлГТУ, 2007. 255 с.

4. Ильинский А.И. Структура и прочность слоистых и дисперсионно-упрочненных пленок. М.: Металлургия, 1986. 143 c.

5. Черепанов Г.П. Механика разрушения композиционных материалов. М.: Наука, 1983. 296 с.

6. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.

7. Ермолаев А.А. Повышение работоспособности твердосплавного инструмента при непрерывном точении на основе разработки многослойных покрытий: дис. ... канд. техн. наук: 05.03.01. Ульяновск, 2004. 172 с.

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4. Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru. Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97. Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 29.12.09 г. Подписано в печать 24.02.10 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,38. Заказ 149. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение". Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15