ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 12 (36)
декабрь
2007

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
Н.А. ФЕТИСОВА
И.В. СИНЦОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.
Тел.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Зверовщиков В.З., Зверовщиков А.Е., Зверовщиков Е.А. Повышение эффективности объемной центробежной отделочно-упрочняющей обработки деталей в контейнерах с планетарным вращением 3

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Истомин А.С., Семенов Э.И. Автоматизированный контроль осаждения тонких пленок на основе емкостного метода 8

Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В. Трещиностойкость двухэлементных нитридных ионно-плазменных покрытий 15

Хромов В.Н., Зайцев С.А., Храпоничев Д.Н., Коняев К.А. Физико-механические свойства газонапыленных покрытий лап культиваторов 20

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Каширин А.И., Шкодкин А.В. Метод газодинамического напыления металлических покрытий: развитие и современное состояние 22

Григорьев С.Н., Заболотный В.С., Рюмкин Я.И. Применение вакуумно-плазменных покрытий для повышения работоспособности разделительных штампов 34

Гаджиев А.А., Петрова Л.Г., Бекеев А.Х. Терморадиационное упрочнение полимерных покрытий 39

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Григорьев С.Н., Курандо Е.А., Филатов П.Н., Темников В.А. Особенности технологического процесса и оборудования для комбинированного вакуумно-плазменного упрочнения протяжного инструмента 44

Реут О.П., Саранцев В.В., Хина Б.Б., Маркова Л.В. Применение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и электроискровой обработки для нанесения композиционных покрытий 49

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

© Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2007

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 12 (36)
December
2007

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. 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
M.L. KHEIFETS

Edition:
N.A. FETISOVA
I.V. SINTSOVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.
Ph.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Fax: (495) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Zverovschikov V.Z., Zverovschikov A.E., Zverovschikov E.A. Increase of efficiency of volumetric centrifugal peening-strengthening processing of details in containers with planetary rotation 3

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Istomin A.S., Semenov E.I. The automated control of drawing coatings on the basis of a capacitor method 8

Tabakov V.P., Smirnov M.Yu., Tsirkin A.V., Chihranov A.V. Fracture strength of two-element nitride ion-plasmous coatings 15

Khromov V.N., Zaytsev S.A., Khraponichev D.N., Konyaev K.A. Physico-mechanical properties of gas sprayed at flame coatings of cultivator slice shares 20

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Kashirin A.I., Shkodkin A.V. Method of gas dynamic spraying of metal coatings: development and modern state 22

Grigoriev S.N., Zabolotniy V.S., Ryumkin Ya.I. Application of vacuum-plasma coatings for increases of shearing dies durability 34

Gadgiev A.A., Petrova L.G., Bekeev A.H. Thermoradiation setting of polymeric coatings 39

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Grigoriev S.N., Kurando E.A., Filatov P.N., Temnikov V.A. Features of manufacturing process and equipment for combined vacuum-plasma strengthening of broaching tool 44

Reut O.P., Sarantsev V.V., Khina B.B., Markova L.V. Use of self-propagating high-temperature synthesis and electrospark discharge processing for producing composite coatings 49

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2007**

УДК 621.924.93

В.З. Зверовщиков, А.Е. Зверовщиков, Е.А. Зверовщиков
(Пензенский государственный университет)

Повышение эффективности объемной центробежной отделочно-упрочняющей обработки деталей в контейнерах с планетарным вращением

Предложено изменять режимы движения рабочей загрузки введением ребер (выступов) на внутренней стенке контейнера для повышения эффекта упрочнения. Оптимизированы размеры ребер и угол их наклона к оси контейнера. Разработана компьютерная модель движения загрузки при упрочняющей обработке. Приведены результаты экспериментальных исследований влияния режимов обработки на микротвердость поверхности и толщину упрочненного слоя. Установлены ограничения для устранения перенаклепа металла. Показаны преимущества центробежного динамического упрочнения поверхностей деталей.

It is offered to control the mode of the motion worker boot by entering ribs (ledge) at internal side of the container for increasing of the effect peeping. The amounts salients ribs and their slopping to axis of the container are optimized. The computer model of the moving the boot is designed upon peening processing. The results of the experimental researches of the influence mode processing at microhardness surfaces and thickness of peening layer are given. The restrictions for eliminating overcold-work metal are determined. The advantages of centrifugal dynamic peeping surfaces of the details are shown.

Одним из основных факторов, определяющих качественные характеристики и производительность объемной обработки деталей во вращающихся барабанах, является характер перемещения рабочей загрузки, состоящей из рабочих тел шлифовального материала и деталей. Наличие участка свободного полета рабочих тел и обрабатываемых деталей определяет ударный характер их взаимодействия. Чем длиннее траектория свободного полета (рис. 1, кривая *1*), тем больше доля ударных взаимодействий в процессе обработки. При других соотношениях скоростей планетарного вращения контейнеров формируется так называемый "каскадный" режим движения рабочих тел и деталей, характеризующийся перемещением частицы после отрыва от стенки контейнера в непрерывном контакте с остальной массой загрузки (см. рис. 1, кривая *2*). При этом съем металла рабочими телами с обрабатываемых поверхностей деталей происходит вследствие абразивного воздействия. Таким образом, изменяя режим движения загрузки, можно решать различные технологические задачи как по удалению припуска, так и по упрочнению поверхностного слоя деталей.

Исследованиями [1, 2] установлено, что характер движения загрузки в контейнерах с планетарным вращением можно прогнозировать, используя модифицированное число Фруда, учитывающее геометрические параметры установки и угловые скорости вращения водила планетарного механизма и контейнеров. Однако экспериментальные исследования авторов выявили существенный недостаток такой методики прогнози-

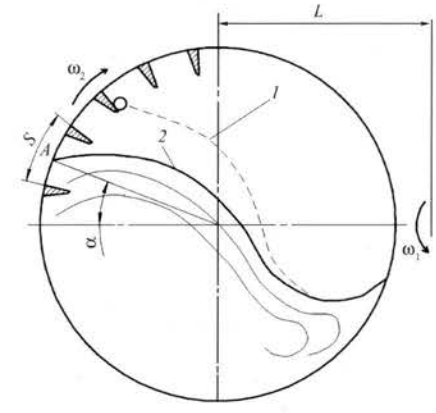


Рис. 1. Схема движения рабочей загрузки:
1 – траектория свободного полета; *2* – зона скольжения рабочих тел: ω_1 и ω_2 – угловые скорости соответственно водила планетарного механизма и контейнера; *L* – расстояние между осями водила и контейнера; *S* – окружной шаг ребер; α – угол смещения рабочей нагрузки; *A* – точка отрыва скользящего слоя

рования режима движения рабочей загрузки: адекватный прогноз возможен только при отсутствии проскальзывания частиц рабочей загрузки относительно стенок контейнера. В противном случае производительность обработки деталей в зоне скользящего слоя, обусловленная проскальзыванием рабочих тел относительно поверхностей деталей, снижается, а для достижения фазы полета, характеризующейся ударным характером взаимодействия, необходимо существенно изменить соотношение скоростей водила и контейнеров центробежной установки [3].

Особенно сильно расхождения расчетных и экспериментальных данных проявляются при использовании рабочих тел сферической формы (фарфоровые, металлические или полимерные шары). Решающее значение имеют коэффициент трения материала рабочего тела по материалу облицовки внутренней поверхности контейнера и возможность качения рабочих тел по стенке контейнера. Кроме указанных факторов определенное влияние на характер взаимодействия рабочих тел со стенкой контейнера оказывает коэффициент внутреннего трения рабочей загрузки, уплотненной инерционными силами при переносном движении контейнера с водилом.

Для предотвращения проскальзывания рабочих тел относительно стенки контейнера можно предусмотреть на ее внутренней поверхности выступы (ребра).

Известные варианты технических решений оснащения контейнеров ребрами в основном направлены на улучшение радиального перемешивания загрузки для уменьшения зоны относительного покоя, которая формируется вблизи центра масс пересыпающейся загрузки. Между тем наличие ребер на внутренней поверхности контейнера имеет два недостатка. Во-первых, сокращается длина скользящего слоя уплотненной загрузки, в котором происходит наиболее интенсивная обработка. Во-вторых, наличие ребер изменяет характер отрыва отдельных частиц загрузки от стенки контейнера, способствуя формированию преимущественно фазы свободного полета рабочих тел и обрабатываемых деталей. В случае отделочной обработки это приводит к существенному увеличению шероховатости поверхностей деталей, так как на обработанной поверхности появляются кратеры, обусловленные ударным взаимодействием абразивных рабочих тел и деталей.

Существуют определенные ограничения по пространственному расположению и размерам ребер на внутренней поверхности контейнера при объемной центробежно-планетарной обработке. Рассматривая рабочее тело *1* (рис. 2) с выпуклым контуром поперечного сечения и ребро *2* произвольной формы, примем следующие д о п у щ е н и я:

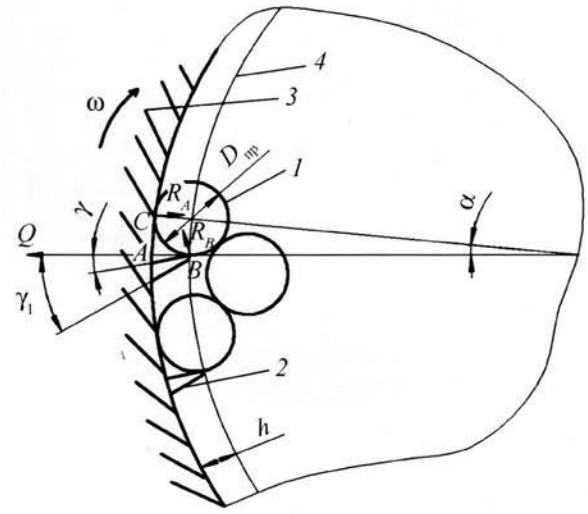


Рис. 2. Схема взаимодействия рабочих тел со стенкой и ребрами на внутренней поверхности цилиндрического контейнера: γ и γ_1 – соответственно углы наклона верхней и нижней стенок ребра; R_A и R_B – реакции стенки контейнера и опорной точки ребра; Q – нормаль к стенке контейнера, проходящая через вершину ребра; A – исходная точка контакта при отсутствии ребра; B – точка контакта тела и ребра; C – точка контакта тела и стенки контейнера; h – высота ребра

• ребро на внутренней стенке контейнера имеет наклон в сторону вращения, определяемый углом γ между нормалью к стенке, проходящей через вершину ребра, и плоскостью ребра;

• линия *4* является эквидистантой, отстоящей на половину приведенного диаметра $D_{пр}$ рабочего тела от стенки контейнера.

Значительное смещение вершины ребра в точке B к оси контейнера за эту линию задержит момент отрыва рабочего тела от стенки в точке C. При этом изменится угол α, при котором происходит отрыв рабочего тела от стенки контейнера под действием инерционных сил, возникающих при планетарном движении контейнера (см. рис. 1), что приведет к формированию зоны полета рабочих тел и разрушению скользящего слоя на поверхности уплотненной загрузки.

Моделирование перемещений частиц в среде NASTRAN показало, что предельно допустимая высота ребра составляет $h = (0{,}55...0{,}65)D_{пр}$, где $D_{пр}$ – приведенный диаметр рабочего тела. Превышение этого значения приводит к изменению угла α. Минимально допустимая высота ребра может быть определена из условия, при котором отсутствует контакт между соседними рабочими телами, находящимися на стенке контейнера (см. рис. 2). На высоту h ребра может также оказывать влияние угловой параметр γ_1, зависящий от прочностных характеристик материала ребра. Схема геометрической модели контейнера с

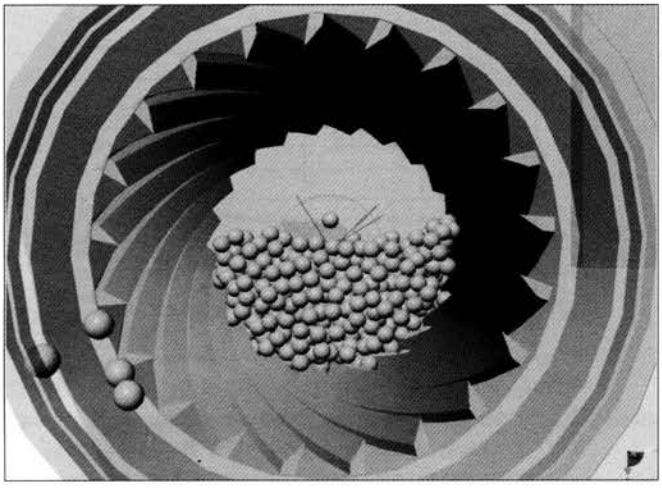


Рис. 3. Схема геометрической модели контейнера с ребрами на внутренней поверхности и рабочими телами

ребрами на внутренней поверхности и уплотненной рабочей средой из частиц в форме шаров представлена на рис. 3. Угол γ назначают в зависимости от физико-механических характеристик материала ребра. Компьютерное моделирование показало, что несоблюдение указанных ограничений делает наличие ребер на внутренней поверхности цилиндрического контейнера неэффективным для отделочной обработки поверхностей деталей при каскадном режиме движения загрузки.

Окружной шаг S ребер зависит от формы и размеров рабочих тел:

$$S \geq (D_{\text{пр}} + h\text{tg}\gamma_1)k_1,$$

где k_1 – коэффициент, учитывающий рассеяние размеров рабочих тел $D_{\text{пр}}$ загрузки контейнера. При незначимом рассеянии $D_{\text{пр}}$ по результатам моделирования $k_1 = 1{,}1...1{,}15$, что позволяет избежать заклинивания рабочих тел между ребрами контейнера.

Для выравнивания условий обработки в объеме контейнера путем разрушения зоны относительного покоя, называемой также "застойной" зоной, в центральной части уплотненной загрузки применяют такие технические решения, как наклон оси контейнера [4], сообщение переменной угловой скорости контейнеру [5], переносное вращение водила планетарного механизма [6, 7] и т.п. При этом может появиться вибрация, ухудшающая уплотнение загрузки, или существенно усложняется конструкция установки.

Осевого перемещения загрузки можно добиться путем наклона ребер контейнера к его оси. Подобное техническое решение используют при конструировании проходных галтовочных барабанов, однако углы наклона ребер для контейнеров, используемых при

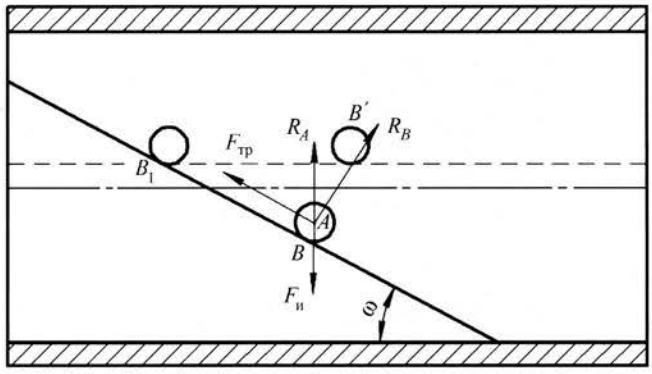


Рис. 4. Схема действия сил на рабочее тело на наклонном ребре контейнера

центробежной обработке, и для указанных барабанов, должны существенно различаться.

Для определения допустимого угла наклона ребер ω на внутренней стенке к оси контейнера рассмотрим равновесие рабочего тела на наклонной плоскости (ребре). При этом необходимо учитывать (рис. 4), что, во-первых, силы инерции $F_{\text{и}}$, действующие на рабочее тело и определяющие реакцию R и силу трения $F_{\text{тр}}$ на ребре контейнера при планетарном вращении, могут быть найдены по выражению

$$F_{\text{и}} = m(\bar{a}_1 + \bar{a}_2 + \bar{a}_k),$$

где $\bar{a}_1$ – центробежное ускорение от вращения водила планетарного механизма; $\bar{a}_2$ – центробежное ускорение от вращения контейнера вокруг собственной оси; $\bar{a}_k$ – кориолисово ускорение.

Из составляющих ускорения только параметр $\bar{a}_2$ является постоянной величиной при перемещении рабочего тела из точки B в точку B_1.

Во-вторых, коэффициент трения единичного рабочего тела и стенки контейнера в данном случае использовать невозможно, поскольку рассматривается массив тел. Если коэффициент трения качения f стали по стали составляет 0,001...0,0012, то естественный угол откоса массива стальных шаров в контейнере будет зависеть от степени заполнения контейнера рабочей загрузкой, состоящей из обрабатываемых деталей и шаров. Для 50 %-ного заполнения контейнера коэффициент трения составит $f \approx 0{,}11...0{,}12$. С учетом f угол наклона ребер к оси контейнера

$$\varphi = \text{arctg}\, f = \text{arctg}0{,}12 = 7°.$$

Превышение этого значения угла наклона ребер приводит к циклическому смещению всей уплотненной загрузки вдоль оси. Если $\varphi < 7°$, то движение загрузки не изменяется, но рабочие тела в момент отрыва от стенки получают импульс, смещающий их вдоль оси контейнера. Условием возникновения

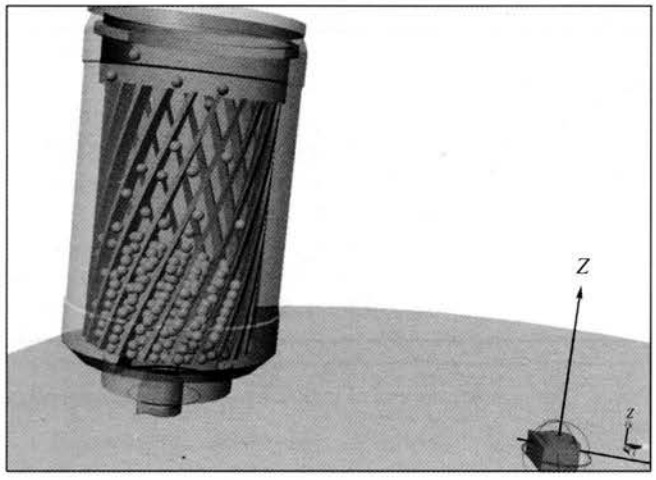


Рис. 5. Модель движения рабочих тел уплотненной загрузки при планетарном вращении контейнера

такого импульса является разрыв контакта в точке *A* (см. рис. 1) при сохранении контакта рабочего тела с ребром в точке *B* (см. рис. 2). Таким образом, реакцию R_A стенки в точке *A*, направленную к оси контейнера, следует заменить реакцией R_B, направленной перпендикулярно к плоскости ребра *B*.

Моделирование процесса движения рабочей загрузки в среде NASTRAN (рис. 5) подтвердило изложенный выше механизм взаимодействия рабочих тел со стенкой контейнера при его планетарном вращении и позволило разработать конструкцию ребер контейнеров, не нарушающих прогнозируемый режим обработки.

Для отделочно-упрочняющей обработки поверхностей деталей в качестве рабочих тел, как правило, используют стальные металлические шары. Степень пластического деформирования поверхностного слоя деталей зависит от технологических режимов центробежной обработки. Уплотнение рабочей загрузки определяется преимущественно вращением водила, поэтому важно исследовать влияние частоты переносного вращения контейнеров (частоты вращения водила) n_1 на микротвердость поверхности и оценить изменение микротвердости по толщине поверхностного слоя.

В качестве образцов использовали лопатки газовых турбин из сплава АНВ-300, предварительно обработанные в среде формованных абразивных трехгранных призм ПТ 15×15, а также цилиндрические образцы из закаленной и отожженной стали 45. На рис. 6 показано влияние частоты вращения водила n_1 на микротвердость Н поверхности и толщину упрочненного слоя $h_н$ при заполнении объема контейнера рабочей загрузкой на 50...60 %. Обработку проводили шарами из стали ШХ15 диаметром $D = 9{,}4$ мм в течение 10 мин. Установлено: при повышении частоты

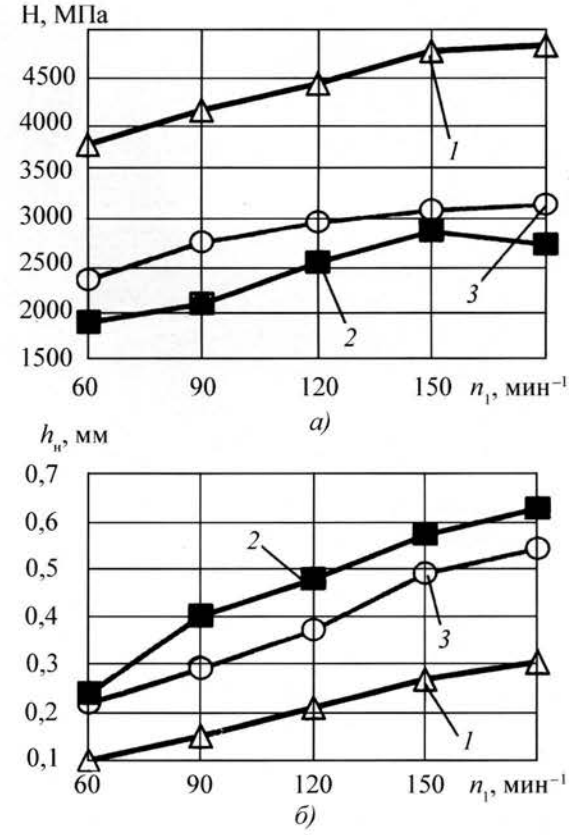


Рис. 6. Влияние частоты вращения водила n_1 на микротвердость Н (*а*) и толщину $h_н$ упрочненного слоя (*б*) при центробежной обработке:
1 – сталь 45 закаленная; *2* – сталь 45 отожженная; *3* – сплав АНВ-300

вращения водила n_1 толщина $h_н$ упрочненного слоя увеличивается, что вызвано ростом контактного давления металлических шаров на поверхность детали.

Выполненные исследования показали (кривая *2* на рис. 6, *а*), что на образцах из отожженной стали 45 при обработке на интенсивных режимах с частотой вращения водила $n_1 = 180$ мин$^{-1}$ микротвердость поверхностного слоя уменьшается. Это обусловлено перенаклепом материала. Таким образом, максимальное уплотнение рабочей загрузки может быть использовано для создания упрочнения на большой глубине при обработке поверхностей только закаленных деталей, а для деталей из пластичных материалов необходимо ограничивать частоту вращения водила, чтобы избежать перенаклепа.

Результаты исследования влияния времени обработки *t* на микротвердость поверхностного слоя представлены на рис. 7. Установлено, что при $\tau > 40$ мин и частоте вращения водила $n_1 = 150$ мин$^{-1}$ на образцах из отожженной стали 45 наблюдается эффект перенаклепа, что обусловлено превышением при поверхностном пластическом деформировании крити-

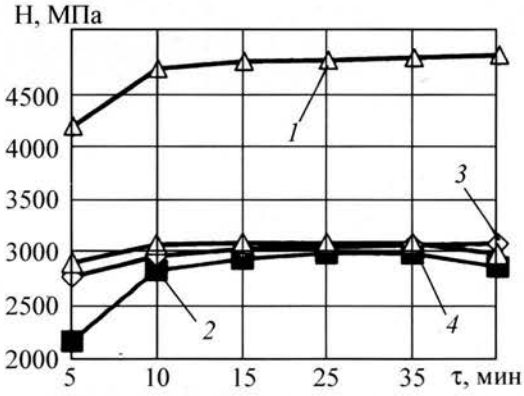


Рис. 7. Влияние длительности τ центробежной обработки на микротвердость H (n_1 = 150 мин$^{-1}$, D = 9,4 мм):
1 – сталь 45 закаленная; *2* – сталь 45 отожженная; *3* – сплав АНВ-300; *4* – сплав АНВ-300 после обработки при n_1 = = 180 мин$^{-1}$

ческого значения плотности дислокаций, при котором начинается разрушение материала. Поэтому следует ограничить продолжительность обработки на таких режимах диапазоном времени τ = 10...15 мин, что позволит эффективно упрочнить поверхностные слои всех образцов исследованных конструкционных материалов.

Исследования показали, что при центробежной обработке стальными шарами степень упрочнения достигает 35 %, а толщина упрочненного слоя – 0,6 мм. При этом формируется шероховатость Ra = 0,35...0,40 мкм, предел выносливости образцов возрастает до 20 %.

Новая технология центробежной обработки внедрена для упрочнения лопаток турбин турбокомпрессоров в ОАО "Пензадизельмаш".

ЛИТЕРАТУРА

1. **Сячин Е.Т.** Конструкторско-технологическое обеспечение рациональных условий обработки деталей приборостроения в планетарных барабанах // Интенсификация и автоматизация отделочно-зачистной обработки деталей машин и приборов: тез. докл. науч.- техн. конф., Ростов-н/Д: РИСХМ, 1988. С. 151.

2. **Зверовщиков А.Е., Слетов А.А.** Влияние соотношения угловых скоростей контейнеров и водила на эффективность объемной обработки в центробежно-планетарных установках // Технология и автоматизация производственных процессов в машиностроении. Сер. Машиностроение: сб. уч. тр. ун-та. Пенза: изд-во Пенз. гос. ун-та, 1999. Вып. 2. С. 30–32.

3. **Зверовщиков В.З.** Динамика центробежной обработки деталей дискретным шлифовальным материалом в контейнерах с планетарным вращением // Новые промышленные технологии. М.: ЦНИЛОТ, 2005. № 1. С. 7–11.

4. **Усанкин Н.Г.** Технология полирования в планетарной центробежной установке // Прогрессивные методы финишной обработки изделий сложной формы: сб. тр., Саратов: изд-во Саратов. ун-та, 1979. С. 13–16.

5. **Шлифование** и зачистка деталей в барабанах / Б.П. Романов, М.Н. Гребенюк, А.С. Коряжнов и др. // Технология и автоматизация производственных процессов в машиностроении: межвуз. сб. науч. тр. Пенза: изд-во Пенз. политехн. ин-та, 1978. № 7. С. 64–67.

6. **Мартынов А.Н., Зверовщиков В.З., Зверовщиков А.Е.** Некоторые закономерности финишной обработки деталей в барабанах с переносным вращением водила // Алмазная и абразивная обработка деталей машин и инструмента: межвуз. сб. науч. тр., Пенза: изд-во Пенз. политехн. ин-та, 1988. Вып. 16. С. 28–33.

7. **Мартынов А.Н., Зверовщиков В.З., Зверовщиков А.Е.** Определение скорости резания при объемной центробежно-планетарной обработке // Вестн. машиностроения. М.: Машиностроение, 1996. № 9. С. 25–27.

ПРЕДСТАВЛЯЕМ НОВУЮ КНИГУ

Кондаков А.И., Васильев А.С.

Выбор заготовок в машиностроении: справочник.

М.: Машиностроение, 2007. 560 с.: ил.

Цена с НДС 495 р.

Изложены методический подход и необходимое информационное обеспечение для обоснованного выбора исходных заготовок в условиях современного многономенклатурного машиностроительного производства. Приведены характеристики свойств основных машиностроительных материалов и рекомендации по их выбору. Даны сведения об основных видах заготовок и способах их изготовления. Указаны основные критерии и правила выбора заготовок. Изложены различные методики обоснования решений, принимаемых при выборе заготовок. Рассмотрены проблемы автоматизации выбора заготовок на основе современных информационных технологий.

Для специалистов и технологов машиностроительных предприятий, работников научно-исследовательских учреждений, аспирантов и студентов машиностроительных вузов.

УДК 621.3.082.722

А.С. Истомин, Э.И. Семенов *(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева)*

Автоматизированный контроль осаждения тонких пленок на основе емкостного метода

Предложены емкостный метод контроля толщины покрытий в вакууме и датчик новой конструкции. Описана автоматизированная компьютерная система контроля толщины покрытий, реализованная на основе разработанного емкостного датчика и состоящая из указанного датчика, измерителя емкости, модуля контроля температуры и персонального компьютера. Разработана программа для персонального компьютера, которая позволяет обрабатывать показания с датчика в режиме реального времени.

The capacity method of control of thickness of drawing coatings over vacuum and the gauge of a new design in the article are offered. The automatic computer system, realizing with the capacitor gauge, which can be used for measurement of thickness of coatings is described and consists of the capacitor gauge, capacity measurer, the temperature control unit and the PC is described. There is a PC program which can operate with the data receiving from the capacity gauge in situ.

Введение

Качество наносимых покрытий оценивают по таким параметрам, как толщина, химический состав, пористость, плотность, прочность сцепления, износостойкость, твердость, шероховатость, внутренние напряжения и др. Совокупность контролируемых параметров в каждом конкретном случае зависит от назначения покрытия, однако для любого нанесенного слоя одним из важнейших параметров является его толщина. Стабильность характеристик качества покрытий и тонких пленок при термовакуумном нанесении может быть обеспечена только при наличии средств автоматического контроля и регулирования параметров покрытий и технологического процесса.

Емкостный метод контроля толщины покрытий, наносимых в вакууме

Метод контроля толщины покрытий, наносимых в вакууме, реализуемый с помощью емкостного датчика, позволяет измерять емкость конденсатора при прохождении потока паров осаждаемого материала между его обкладками и по приращению емкости судить о толщине осаждаемого покрытия [1]. Поток паров осаждаемого материала проходит через одну из обкладок конденсатора, выполненную перфорированной или в виде сетки, и осаждается на второй – сплошной – обкладке. При этом изменяется эффективное расстояние между обкладками конденсатора и, соответственно, его емкость.

Предлагаемый метод позволяет контролировать толщину покрытий при нанесении в вакууме разными методами и при различных давлениях рабочего объема, например, аэрозольным, детонационным напылением. Диэлектриком конденсатора служит рабочая среда установки (вакуум, воздух, газы).

Метод позволяет контролировать толщину слоя осаждаемого материала – как металлического, так и диэлектрического. Изменение емкости в зависимости от толщины покрытия имеет нелинейный характер. По величине приращения емкости конденсатора судят о толщине осажденного покрытия.

Конструкция емкостного датчика

Емкость конденсатора зависит от температуры вследствие термического расширения материалов обкладок и изоляторов. Зависимость емкости от температуры, как правило, отличается от линейной и нередко принимает довольно сложный вид. Используя схему дифференциального емкостного датчика, можно значительно уменьшить влияние температуры, поскольку линейное расширение материалов обоих конденсаторов приводит к одинаковому изменению емкости.

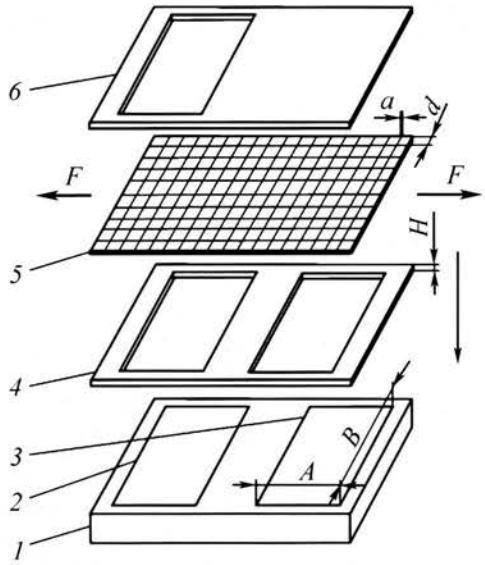


Рис. 1. Конструкция емкостного датчика толщины покрытий:
1 – керамическая подложка; *2*, *3* – нижние обкладки измерительного и компенсационного конденсаторов соответственно; *4* – керамическая пластина; *5* – сетка; *6* – экран; *A* и *B* – геометрические размеры нижних обкладок конденсаторов; *H* – толщина керамической пластины; *F* – сила натяжения сетки; *a* – толщина проводника; *d* – расстояние между проводниками или размер ячейки сетки

В качестве материалов, применяемых при изготовлении датчика, необходимо использовать диэлектрики с малым *температурным коэффициентом линейного расширения* (ТКЛР) для разделения обкладок конденсатора. Приемную обкладку конденсатора выполняют сплошной и рядом с ним располагают второй конденсатор, защищенный от парового потока осаждаемого материала экраном и имеющий общую верхнюю обкладку. На рис. 1 приведена конструкция емкостного датчика толщины покрытия.

Математическая модель емкостного датчика

Модель дифференциального емкостного датчика для измерения толщины покрытия в вакууме, одна из обкладок которого выполнена из сетки, представлена на рис. 2.

При расположении проводников в однородной или кусочно-однородной среде применяют несколько методов расчета емкости [2]. В данном случае использован метод среднего потенциала.

При равномерном поверхностном распределении заряда средний потенциал проводника

$$U_{\text{ср}} = \frac{1}{S}\int_S U(P)dS = \frac{Q}{4\pi\varepsilon S^2}\int_S dS\int_S \frac{dS}{R}, \qquad (1)$$

где S и Q – площадь поверхности и заряд рассматриваемого проводника;

$U(P)$ – потенциал в произвольной точке P поверхности S;

R – расстояние между произвольными точками P поверхности проводника;

ε – диэлектрическая проницаемость среды.

Из формулы (1) следует, что емкость проводника

$$C_0 \approx 4\pi\varepsilon S^2\left(\int_S dS\int_S \frac{dS}{R}\right)^{-1}. \qquad (2)$$

Расчет средних потенциалов в системе n проводников базируется на использовании формулы

$$U_{\text{ср}i} = \frac{1}{4\pi\varepsilon S_i}\int_{S_i}\left(\sum_{k=1}^{n}\frac{Q_k}{S_k}\int_{S_k}\frac{dS}{R_{ik}}\right)dS, \qquad (3)$$

где $U_{\text{ср}i}$ – средний потенциал i-го проводника;

S_k – площадь поверхности k-го проводника ($k = 1, 2, ..., n$);

Q_k – заряд k-го проводника;

R_{ik} – расстояние между двумя точками, расположенными на поверхности разных проводников ($k \neq i$) или одного проводника ($k = i$).

Так, средний потенциал одного проводника при наличии пластины

$$U_{\text{ср}} = \frac{Q}{4\pi\varepsilon S^2}\int_S dS\left(\int_S \frac{dS}{R}\right). \qquad (4)$$

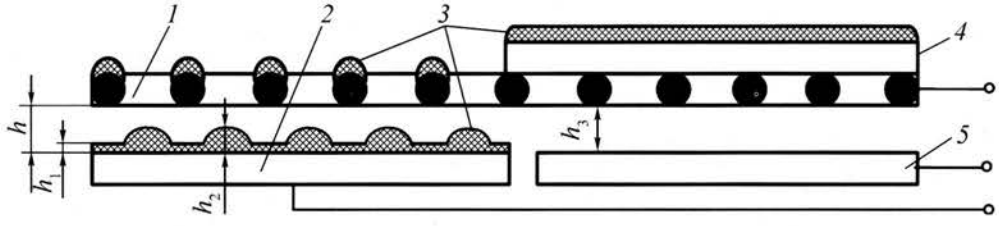


Рис. 2. Схема емкостного датчика толщины покрытия:
1 – верхняя обкладка конденсатора (в виде сетки или перфорированная); *2* – нижняя обкладка (сплошная) измерительного конденсатора; *3* – нанесенный материал; *4* – экран; *5* – нижняя (сплошная) обкладка компенсационного конденсатора; h и h_3 – расстояние между обкладками измерительного и компенсационного конденсаторов соответственно; h_1 и h_2 – толщина покрытия под сеткой и под ячейками сетки соответственно

Таким образом, емкость одного проводника

$$C_0 = 4\pi\varepsilon_0 S^2 \left[\int_S S\left(\int_S \frac{dS}{R}\right)\right]^{-1}, \qquad (5)$$

где ε_0 – диэлектрическая постоянная.

После вычисления интегралов, входящих в выражение (5), и без учета величин порядка a/l получаем приближенную формулу для одного проводника:

$$C_0 \approx \frac{4\pi\varepsilon_0 l}{\ln\frac{2l}{a} - 1 + \operatorname{arsh}\left(\frac{l}{2h}\right) + \frac{2h}{l} - \sqrt{1+\left(\frac{2h}{l}\right)^2}}, \qquad (6)$$

где a и l – толщина и длина проводника;

h – расстояние между проводником и пластиной.

При $2h/l \ll 1$

$$C_0 \approx \frac{2\pi\varepsilon_0 l}{\ln\frac{2l}{a} + \ln\frac{l}{h}}. \qquad (7)$$

Емкость проводника прямоугольного контура при наличии пластины

$$C_0 \approx \frac{2\pi\varepsilon_0 L}{\ln\frac{\alpha l^2}{ah}}, \qquad (8)$$

где $L = 2(l_1 + l_2)$.

Значения коэффициента α в зависимости от отношения l_1/l_2 приведены ниже:

l_1/l_2	1,0	1,5	2,0	3,0	4,0
α	2,24	3,81	6,42	8,17	10,4

При $l_1 = l_2 = l$

$$C_0 \approx \frac{8\pi\varepsilon_0 l}{\ln\frac{2{,}24 l^2}{ah}}. \qquad (9)$$

Емкость прямоугольной решетки из нескольких проводников при наличии пластины

$$C_0 \approx \frac{2\pi\varepsilon_0 L_\Sigma}{\ln\frac{L_\Sigma^2}{2ah} + D}. \qquad (10)$$

Здесь L_Σ – суммарная длина всех проводников, образующих решетку;

D – коэффициент, зависящий от соотношения размеров решетки и числа ее ячеек:

$$D = \ln\left(1 + \sqrt{1+\frac{1}{q^2}}\right) + \frac{1}{q} - \sqrt{1+\frac{1}{q^2}} + 0{,}307, \qquad (11)$$

где $q = \frac{l}{2h}$.

Суммарная длина всех проводников, образующих решетку,

$$L_\Sigma = 2Ln, \qquad (12)$$

$$n = \left]\frac{L+d}{a+d}\right[, \qquad (13)$$

где L – длина одного проводника;

n – целое число проводников.

Необходимо отметить, что при напылении материала на датчик происходит неравномерное осаждение вследствие невозможности попадания напыляемого материала в зоны, где образуется тень от сетки. Однако в то же время происходит "подпыление" в указанных местах, поэтому толщина покрытия в процессе напыления становится неравномерной. В этом случае следует рассматривать эффективную толщину покрытия, напыленного на емкостный датчик.

Суммарное приращение емкости для исследуемого датчика

$$\Delta C_\Sigma = \Delta C_1 + \Delta C_1' + (\Delta C_{t1} - \Delta C_{t2}), \qquad (14)$$

где ΔC_1 – приращение емкости сетчатого конденсатора за счет осаждаемого материала;

$\Delta C_1'$ – приращение емкости сетчатого конденсатора за счет осаждаемого материала при увеличении высоты площадок под ячейками сетки;

ΔC_{t1}, ΔC_{t2} – температурное изменение емкости сетчатого и компенсационного конденсаторов соответственно.

Влияние температуры на конструктивные элементы датчика приводит к приращению емкостей обоих конденсаторов, поэтому после вычисления емкости ΔC_Σ температурное приращение емкостей в значительной степени компенсируется.

При осаждении металлического покрытия изменение емкости сетчатого конденсатора ΔC_1 определяется выражением

$$\Delta C_1 = \frac{2\pi\varepsilon_0 \varepsilon L_\Sigma}{\ln\frac{L_\Sigma^2}{2a(h-h_1)} + D}. \qquad (15)$$

Приращение емкости сетчатого конденсатора за счет осаждаемого материала при увеличении высоты площадок под ячейками сетки

$$\Delta C_1' \approx N\frac{8\pi\varepsilon_0 \varepsilon b}{\ln\frac{2{,}24 b^2}{a(h-h_2)}}, \qquad (16)$$

где N – число ячеек в сетке;

b – длина стороны квадратной ячейки сетки;

h_2 – толщина напыленного покрытия под ячейкой сетки.

Изменение емкости компенсационного конденсатора, вызванное изменением температуры,

$$\Delta C_{t2} = \frac{\varepsilon\varepsilon_0 \Delta S}{\Delta h_3}, \qquad (17)$$

где h_3 – расстояние между обкладками компенсационного конденсатора;

ΔS – изменение площади обкладки компенсационного конденсатора.

Чтобы получить эффективную толщину $h_{эф}$ напыленного покрытия, необходимо из формул (15) и (16) выразить величины h_1 и h_2.

Из выражения (15) получим

$$\ln\frac{L_\Sigma^2}{2a\Delta h_1} = \frac{2\pi\varepsilon_0\varepsilon L_\Sigma}{\Delta C} - D;$$

$$\frac{L_\Sigma^2}{2a\Delta h_1} = \exp\left(\frac{2\pi\varepsilon_0\varepsilon L_\Sigma}{\Delta C} - D\right).$$

Тогда толщина напыленной пленки

$$\Delta h_1 = \frac{L_\Sigma^2}{2a}\left(\exp\left(\frac{2\pi\varepsilon_0\varepsilon L_\Sigma}{\Delta C} - D\right)\right)^{-1}. \qquad (18)$$

Из выражения (16)

$$\ln\frac{2{,}24b^2}{a\Delta h_2} = \frac{N8\pi\varepsilon_0\varepsilon b}{\Delta C_1'};$$

$$\frac{2{,}24b^2}{a\Delta h_2} = \exp\left(\frac{N8\pi\varepsilon_0\varepsilon b}{\Delta C_1'}\right),$$

откуда толщина напыленной пленки

$$\Delta h_2 = \frac{2{,}24b^2}{a}\left(\exp\left(\frac{N8\pi\varepsilon_0\varepsilon b}{\Delta C}\right)\right)^{-1}. \qquad (19)$$

Для частного случая, когда $a = b$, эффективная толщина напыленной пленки

$$h_{эф} = \frac{\Delta h_1 + \Delta h_2}{2}. \qquad (20)$$

Подставив в формулу (20) значения толщин из выражений (18) и (19), получим

$$h_{эф} = \frac{1}{2}\frac{L_\Sigma^2}{2a}\left(\exp\left(\frac{2\pi\varepsilon_0\varepsilon L_\Sigma}{\Delta C} - D\right)\right)^{-1} + \\ + 1{,}12a\left(\exp\left(\frac{N\pi\varepsilon_0\varepsilon a}{\Delta C}\right)\right)^{-1}. \qquad (21)$$

На рис. 3 представлена зависимость емкости датчика от толщины нанесенного медного покрытия. Видно, что для выбранных параметров датчика зависимость имеет выраженный нелинейный характер.

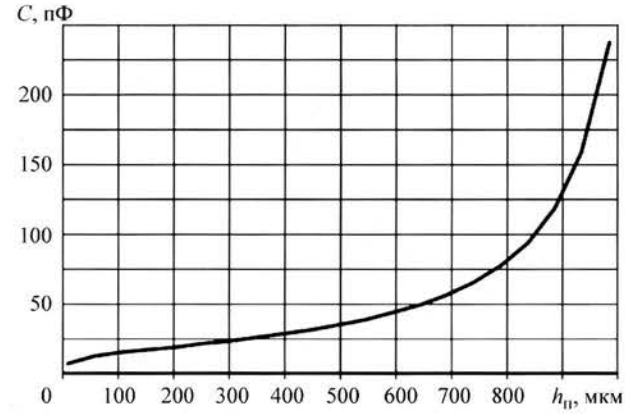


Рис. 3. Зависимость емкости *C* датчика от толщины $h_п$ нанесенного медного покрытия

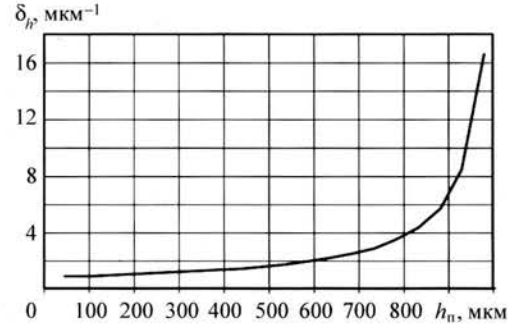


Рис. 4. Чувствительность емкостного датчика δ_h толщины покрытий по толщине $h_п$ напыляемого материала

На рис. 4 приведена зависимость чувствительности емкостного датчика от толщины осаждаемого покрытия, проанализировав которую, можно сделать вывод, что чувствительность емкостного датчика возрастает с увеличением толщины осажденного покрытия. Это объясняется тем, что емкость датчика повышается при уменьшении зазора между обкладками.

Разработка автоматизированной системы

Для измерения емкости был выбран прибор АМ-3003 фирмы АКТАКОМ (Малайзия), представляющий собой компактное устройство с возможностью обмена информацией об измерениях с ПК по интерфейсу RS-232C.

С применением дифференциального датчика создана автоматизированная система контроля толщины покрытий (рис. 5). Автоматизированная система содержит персональный компьютер, измеритель емкости АМ-3003, коммутатор, модуль регулирования температуры. Коммутатор переключает измерительные конденсаторы датчика, что обусловлено ограниченными возможностями прибора АМ-3003, поскольку данный тип прибора позволяет проводить

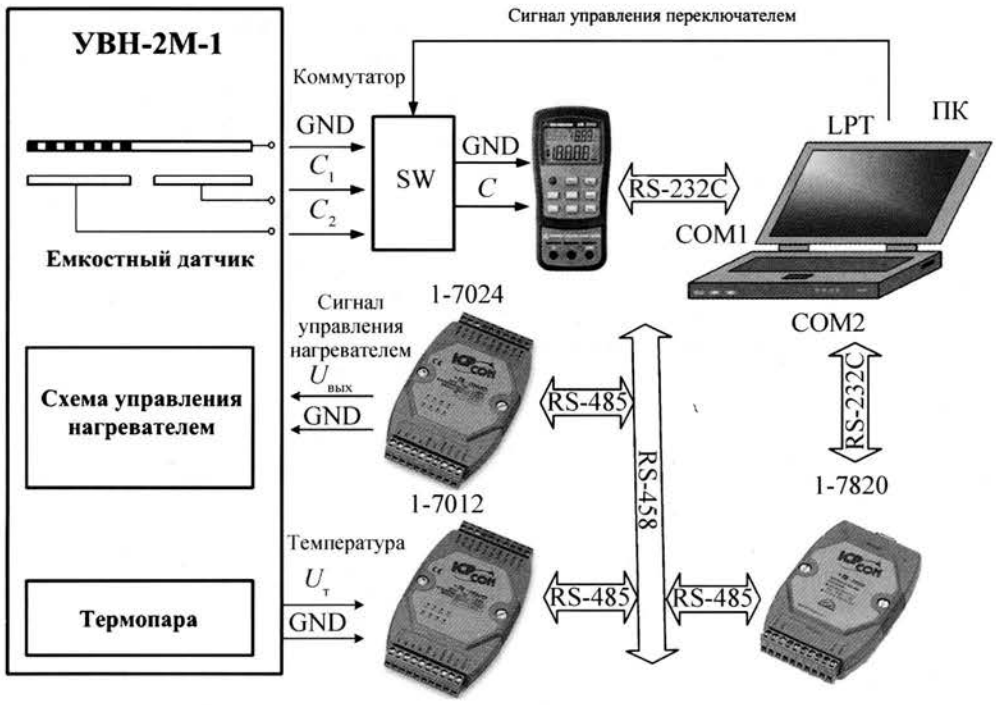


Рис. 5. Схема автоматизированной системы контроля толщины покрытий

измерения емкости только одного конденсатора. Управляет коммутатором ПК. Модуль регулирования температуры необходим для уменьшения влияния температурной погрешности на датчик путем стабилизации его температуры. Данный модуль состоит из термопары и схемы управления нагревателем. Управление нагревателем и считывание данных с термопары происходят посредством модулей серии I-7000 фирмы ICP DAS (США). Модули серии I-7000 обмениваются данными по интерфейсу RS-485. Для связи модулей серии I-7000 с компьютером используют модуль I-7520, представляющий собой изолированный преобразователь интерфейса RS-232C в RS-422/485.

Разработано программное обеспечение для автоматизированной системы контроля толщины покрытий с помощью емкостного датчика (рис. 6). Оно позволяет задавать параметры емкостного датчика для расчета толщины наносимых покрытий, снимать показания в режиме реального времени, управлять коммутатором, температурой датчика и преобразовывать полученные данные в графики, а также формировать отчет для последующего анализа процесса нанесения покрытий. В качестве цифрового регулятора температуры емкостного датчика толщины используется ПИД-регулятор (пропорционально-интегрально-дифференциальный).

В главном окне программы отображены процессы изменения емкостей датчика (C_1 – измерительный конденсатор и C_2 – компенсационный конденсатор) при напылении меди на датчик и изменения толщины наносимого покрытия, вычисленного по формуле (21).

Экспериментальное исследование емкостного датчика

Проведены экспериментальные исследования чувствительности емкостного датчика с применением электронных кварцевых микровесов МЭК-1-У-3,3 на установке вакуумного напыления УВН-2М-1. Информацию о толщине осаждаемого покрытия с прибора МЭК-1-У-3,3 вводили в персональный компьютер посредством аналого-цифрового преобразователя. Емкостный датчик располагался в рабочей камере установки УВН-2М-1 на расстоянии около 70 мм от испарителя.

На рис. 7 представлены разностные приращения измерительной и компенсационной емкостей датчика при различных зазорах между обкладками. Видно, что чем меньше зазор между обкладками, тем сильнее изменяется разностное приращение емкости датчика на единицу толщины и тем выше чувствительность датчика.

В ходе следующего эксперимента изучали ресурс датчика, т.е. проводили неоднократное напыление меди на датчик при одинаковых условиях до момента его выхода из строя. Для определения толщины нанесенного покрытия в данном случае использовали подложку. Массу подложки измеряли до нанесения и после нанесения покрытия на весах ВЛО-20г-2М, а затем вычисляли толщину нанесенного покрытия.

На рис. 8 приведена зависимость емкости датчика (с учетом компенсационной емкости) от толщины напыленного медного покрытия для зазора между об-

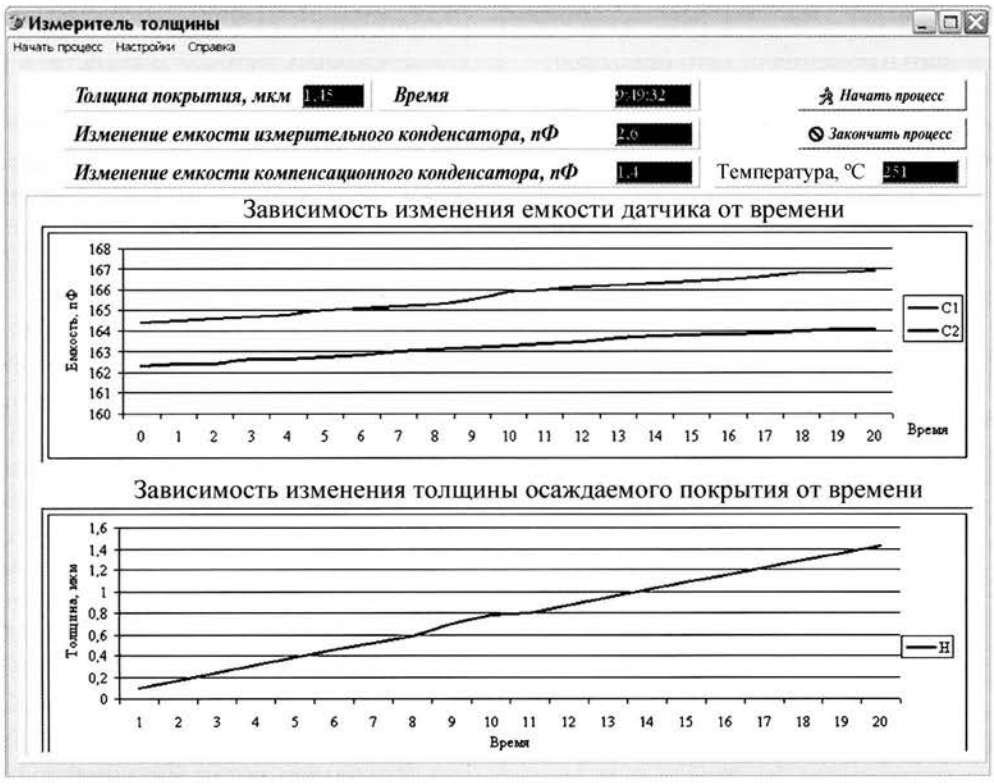


Рис. 6. Окно программы контроля толщины покрытий с помощью емкостного датчика

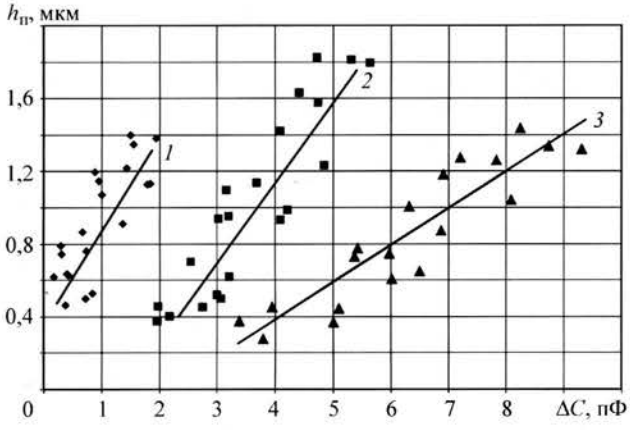


Рис. 7. Влияние толщины покрытия $h_п$ на разностные приращения измерительной и компенсационной емкостей ΔC датчика при различных зазорах между обкладками:
1 – 1000 мкм; *2* – 500 мкм; *3* – 125 мкм

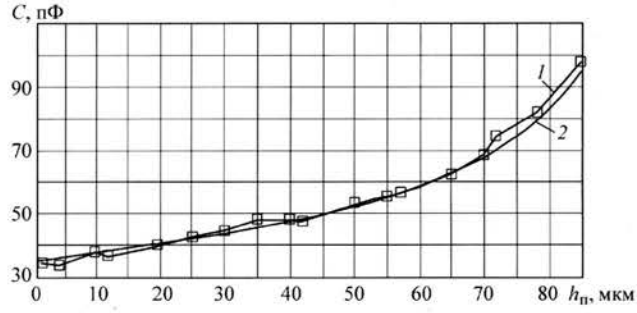


Рис. 8. Зависимость емкости датчика *C* от толщины напыленного покрытия меди $h_п$ при зазоре между обкладками 125 мкм:
1 – эксперимент; *2* – расчет

кладками 125 мкм. В программе Mathcad 2000 Pro была рассчитана и построена нелинейная регрессия для данной зависимости и рассчитана корреляция, которая составила 0,9969.

Было установлено, что причиной выхода датчика из строя стало увеличение размеров островков напыленной меди и вследствие деформации одной из обкладок датчика, а именно сетки, произошло замыкание между сеткой и измерительной обкладкой датчика.

Датчик обеспечивает контроль толщины покрытия с погрешностью не более 4,9 % при его средней толщине 4 мкм. Интегральная чувствительность датчика в диапазоне толщин от 0 до 84 мкм составляет 0,365 мкм$^{-1}$ при зазоре между обкладками 125 мкм.

Погрешность расположения вызвана тем, что датчик и деталь находятся в разных точках вакуумной камеры. Ее можно уменьшить, например, разместив подложку и датчик на вращающейся карусели так, чтобы суммарные потоки осажденного вещества были постоянны в течение всего времени измерения.

Воздействие температуры приводит к изменению емкости конденсатора из-за изменений геометрических размеров конструкции датчика. Так как темпе-

ратура испарителя может превышать 1000...1300 °С, потоки инфракрасного излучения от него оказываются весьма значительными и могут изменить среднюю температуру датчика на 20...100 °С [3]. Кроме того, вследствие однонаправленного переноса инфракрасного излучения от испарителя к датчику он оказывается прогретым неравномерно, температурный градиент вызывает появление термонапряжений и возникают дополнительные отклонения емкости, зависящие от изменения мощности, излучаемой испарителем. Уменьшить температурную погрешность можно использованием компенсационного конденсатора и стабилизацией температуры датчика.

Следует отметить, что для увеличения ресурса датчика необходимо увеличивать расстояние между обкладками, однако это приводит к снижению его чувствительности.

Если сравнивать с пьезокварцевым датчиком, предложенным в работе [4], то разработанный датчик отличается большей погрешностью определения параметра h (абсолютное значение погрешности пьезокварцевого датчика не превышает 5 %). Однако, по экспериментальным данным, емкостный датчик имеет больший диапазон измерений – 0...670 мкм (при зазоре между обкладками 1000 мкм), в сравнении с диапазоном измерений пьезокварцевого датчика, который составляет 0...9,99 мкм, таким образом, диапазон измерений у разработанного датчика в 67 раз больше.

Заключение

Практическая ценность работы заключается в следующем:

- разработан емкостный датчик толщины покрытий;
- разработана система автоматического контроля толщины покрытий;
- исследованы чувствительность и ресурс емкостного датчика;
- уменьшено влияние температуры на точность показаний датчика за счет применения компенсационного конденсатора и стабилизации температуры.

В результате анализа существующих методов контроля толщины покрытий, наносимых в вакууме, установлено, что в настоящее время не существует универсальных методов и средств, в равной степени удовлетворяющих всем требованиям, предъявляемым к методам и датчикам оперативного технологического контроля процесса осаждения покрытий в вакууме. Для измерения толщины покрытий предложен новый емкостный метод, позволяющий контролировать толщину как металлических, так и диэлектрических покрытий.

Разработана и исследована математическая модель емкостного датчика толщины металлических покрытий, связывающая изменения емкости и толщины покрытия.

Разработаны и технически реализованы аппаратные и программные средства для создания системы автоматического контроля толщины покрытий, где в качестве датчика толщины используется емкостный датчик.

Повышена эффективность контроля толщины металлических тонкопленочных покрытий:

разработанный дифференциальный датчик обладает большим диапазоном контролируемых толщин (до нескольких сотен микрометров), в десятки раз превышающим диапазон измерений пьезокварцевого датчика, и позволяет контролировать толщину относительно толстых покрытий, применяемых в машиностроении и авиационной промышленности;

дифференциальный датчик может быть использован при температуре до 350 °С.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Пат. 2261416 РФ МПК[7] G 01 B 7/06.** Емкостный способ контроля толщины покрытий, наносимых в вакууме / В.К. Козка, Э.И. Семенов, А.С. Истомин (Россия); заявл. 06.07.2004; опубл. 27.09.2005. Бюл. № 27. 4 с.

2. **Иоссель Ю.Я., Кочанов Э.С., Струнский М.Г.** Расчет электрической емкости. 2-е изд. Л. : Энергоатомиздат, 1981. 302 с.

3. **Малов В.В.** Пьезорезонансные датчики. 2-е изд., перераб. и доп. М. : Энергоатомиздат, 1989. 272 с.

4. **Демидов Ф.П., Амосова Л.М.** Датчики оперативного технологического контроля процессов нанесения и травления пленок // Электронная промышленность. 1991. № 7. С. 20–26.

В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов *(Ульяновский ГТУ)*

Трещиностойкость двухэлементных нитридных ионно-плазменных покрытий*

Изучена трещиностойкость легированных износостойких покрытий на основе нитрида титана. Показана взаимосвязь циклической трещиностойкости, ползучести, напряженного состояния в покрытии и работоспособности инструментов с легированными покрытиями.

The fracture strenght of the alloyed wearproof coatings on the basis of TiN is studied. The interrelation cyclic crack resistance is shown, to creep, intense conditions in a coatings and to working capacity of tools with the alloyed coatings.

Основной причиной разрушения износостойких покрытий в процессе резания является образование в них трещин в результате действия переменных теплосиловых нагрузок или деформаций режущего клина [1]. Следовательно, повышение работоспособности *режущего инструмента* (РИ) с покрытиями может быть обеспечено путем разработки покрытий, способных эффективно препятствовать возникновению и росту в них трещин.

Исследовали двухэлементные покрытия (Ti, Zr, N), (Ti, Al, N), (Ti, Si, N), (Ti, Mo, N), (Ti, Cr, N), (Ti, Fe, N) и одноэлементное покрытие (Ti, N). Покрытия наносили на установке "Булат-6" с применением раздельных и составных катодов. Химический состав покрытий определяли методом количественного рентгеноспектрального анализа на установке МАР-4 [2]. Измерение остаточных напряжений проводили методом $\sin^2\psi$ в фильтрованном Cu_{K_α}-излучении [3]. Покрытия наносили на твердый сплав МК8 и быстрорежущую сталь Р6М5К5. При испытаниях РИ с покрытиями обрабатывали заготовки из стали 30ХГСА.

Разрушение покрытия в процессе резания происходит за два этапа (рис. 1). На первом этапе продолжительностью $t_{ц1}$ в покрытии действуют сжимающие напряжения, которые трансформируются в растягивающие на втором этапе продолжительностью $t_{ц2}$. Последнее вызывает образование в покрытии зародышевой микротрещины с последующим ее катастрофическим ростом.

Следовательно, время работы режущего инструмента $t_ц$ до появления в покрытии трещины в процессе действия на него циклической нагрузки характеризует его циклическую трещиностойкость. В общем виде время

$$t_ц = t_{ц1} + t_{ц2}. \qquad (1)$$

Значение $t_{ц1}$ находят по формуле

$$t_{ц1} = \left(\frac{\sigma_1 + \sigma_T + \sigma_{ост} + \Delta\sigma}{EA\sigma_x^k} \right)^3, \qquad (2)$$

где σ_1 – напряжения, возникающие под действием силовых нагрузок;

σ_T – термические напряжения, вызванные неравномерностью распределения температуры в покрытии и инструментальной основе;

$\sigma_{ост}$ – остаточные напряжения;

$\Delta\sigma$ – амплитуда колебаний значений напряжений;

E – модуль упругости;

σ_x – напряжения, действующие в инструментальной основе;

A – коэффициент, зависящий от свойств материала покрытия.

Вторую составляющую времени $t_{ц2}$ определяют с использованием численных методов из выражения

$$\int_{l_0}^{l_{кр}} \frac{dl}{C^4 l^2} = \int_0^{t_{ц2}} \frac{1{,}09\pi^2}{2K_{1СП}^2 \sigma_T^2 t} (\sigma_{max}^4 - \omega\sigma_{min}^4) dt, \qquad (3)$$

где $l_{кр}$ – критическая длина трещины;

l_0 – длина зародышевой трещины;

l – текущее значение длины трещины;

C – длина трещины Палмквиста;

$K_{1СП}$ – вязкость разрушения материала покрытия;

t – время;

σ_{max} и σ_{min} – максимальное и минимальное напряжения, действующие в устье трещины;

ω – функция нагрузки.

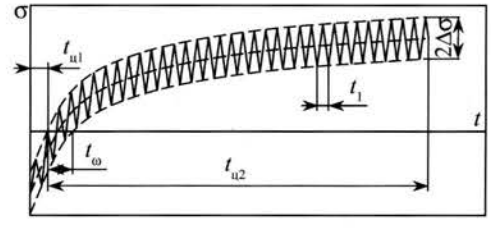


Рис. 1. Изменение суммарных напряжений σ в покрытии во времени *t*:
t_ω – время действия нагрузки

*Работа выполнена на средства гранта РФФИ 2006–2008 гг. (№ 06-08-00400) "Теоретическое и экспериментальное исследование закономерностей разрушения многоэлементных покрытий режущего инструмента".

Как следует из приведенных зависимостей, для определения циклической трещиностойкости необходимы данные о напряженном состоянии покрытия в процессе резания.

Суммарные напряжения, действующие в покрытии в процессе резания,

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_T + \sigma_{ост} + \sigma_п, \quad (4)$$

где $\sigma_п$ – напряжения, возникающие в результате ползучести материала инструментальной основы.

Напряжения σ_1 определяют исходя из условия одновременного деформирования покрытия и инструментальной основы с учетом напряжений σ_x по формуле

$$\sigma_1 = \frac{E}{E_0}\sigma_x, \quad (5)$$

где E и E_0 – модули упругости покрытия и инструментальной основы.

Термические напряжения

$$\sigma_T = \frac{(\alpha_0 - \alpha_п)E\Delta T}{1-\nu}, \quad (6)$$

где α_0, $\alpha_п$ – коэффициенты термического линейного расширения материала инструментальной основы и покрытия;

ΔT – разность между контактной температурой на передней поверхности РИ с покрытием и комнатной температурой;

ν – коэффициент Пуассона материала покрытия.

Используя условие одновременного деформирования покрытия и инструментальной основы, для напряжений $\sigma_п$, возникающих в результате процесса ползучести материала инструментальной основы, можно записать:

$$\sigma_п = E\varepsilon_п. \quad (7)$$

Учитывая, что относительная пластическая деформация при ползучести инструментальной основы

$$\varepsilon_п = A\sigma_x^k t^m, \quad (8)$$

окончательно получим

$$\sigma_п = EA\sigma_x^k t^m, \quad (9)$$

где σ_x – напряжения, действующие в инструментальной основе;

A и k – коэффициенты, зависящие от свойств материала и температуры;

$m = 1/3$ – показатель степени;

t – время.

Результаты расчета напряжений, действующих в покрытии при отсутствии ползучести материала режущего клина инструмента, представлены в табл. 1.

Как видно, значения напряжений зависят от состава покрытия и инструментальной основы. Напряжения σ_1 в покрытиях, нанесенных на твердосплавные пластины МК8, меньше в сравнении с покрытиями на быстрорежущих пластинах Р6М5К5. При этом максимальные значения данных напряжений имеют место в центре площади контакта стружки с передней поверхностью. В двухэлементных покрытиях напряжения σ_1 больше, чем в покрытии (Ti, N), на 6...14 % в зависимости от их состава и инструментальной основы. Наибольшее увеличение напряжений наблюдается при легировании покрытия (Ti, N) цирконием, молибденом, алюминием и хромом, меньшее – кремнием и железом. Повышение напряжений σ_1 в двухэлементных покрытиях связано с большей интенсивностью изменения модуля упругости в сравнении со снижением напряжений σ_x, действующих в инструментальной основе при легировании покрытия (Ti, N). Некоторое уменьшение напряжений σ_1 в покрытии (Ti, Fe, N), нанесенных на быстрорежущие пластины, объясняется значительным снижением напряжений σ_x в инструментальной основе по сравнению с ростом модуля упругости. Напряжения σ_1 в покрытиях, нанесенных на быстрорежущие пластины, больше в сравнении с аналогичными покрытиями, осажденными на твердосплавные пластины, что объясняется различием модулей упругости инструментальной основы и материала покрытия. Модуль упругости твердого сплава больше, чем материала покрытия, а быстрорежущей стали – меньше.

Термические напряжения σ_T, возникающие в покрытиях, нанесенных на быстрорежущую сталь

Таблица 1

Влияние состава покрытия на его напряженное состояние

Покрытие	σ_1	$\sigma_{ост}$	σ_T	σ
	МПа			
(Ti, N)	546 / 1427	–775 / –1501	–1827 / 468	–2056 / –394
(Ti, Al, N)	589 / 1625	–903 / –2443	–1890 / 483	–2204 / –335
(Ti, Zr, N)	613 / 1607	–1256 / –2619	–1906 / 484	–2549 / –528
(Ti, Si, N)	565 / 1518	–1069 / –2541	–1857 / 480	–2361 / –543
(Ti, Fe, N)	558 / 1396	–697 / –1406	–1939 / 495	–2078 / 485
(Ti, Cr, N)	580 / 1555	–1491 / –2776	–1940 / 500	–2851 / –721
(Ti, Mo, N)	595 / 1590	–1073 / –2682	–1928 / 493	–2406 / –559

Примечание. В числителе указаны значения для инструментальной основы из сплава МК8, в знаменателе – из стали Р6М5К5.

Р6М5К5, являются растягивающими, а в покрытиях на твердом сплаве – сжимающими, что связано с различием коэффициентов термического линейного расширения инструментальной основы и покрытия. Для твердого сплава коэффициент термического расширения меньше в сравнении с материалом покрытия, а для быстрорежущей стали – наоборот. Остаточные сжимающие напряжения $\sigma_{ост}$ больше в покрытиях, нанесенных на быстрорежущую основу.

Суммарные напряжения σ, действующие в покрытиях в начальный момент времени работы режущего инструмента при отсутствии ползучести режущего клина, являются сжимающими и имеют большую величину в покрытиях, нанесенных на твердосплавную основу. Следовательно, покрытия, нанесенные на твердосплавную основу в большей степени должны сопротивляться появлению микротрещин и сдерживать их рост по сравнению с покрытиями, нанесенными на быстрорежущую сталь Р6М5К5. Легирование покрытия (Ti, N) вызывает повышение суммарных сжимающих напряжений. Наибольшее увеличение σ в покрытиях, нанесенных на твердосплавную основу, вызывает легирование хромом (на 39 %), цирконием (на 24 %), молибденом (на 17 %) и кремнием (на 15 %). Введение в состав покрытия (Ti, N) железа практически не изменяет значение σ (увеличение не превышает 1 %), а алюминия – повышает его на 7 %.

Для двухэлементных покрытий, нанесенных на быстрорежущую основу, влияние состава на суммарные напряжения неоднозначно. Так, легирование покрытия (Ti, N) алюминием, цирконием, кремнием, хромом и молибденом ведет к формированию в нем сжимающих суммарных напряжений. Это объясняется значительным увеличением (в 1,63...1,85 раза) остаточных сжимающих напряжений при легировании покрытия (Ti, N) данными элементами. Легирование покрытия (Ti, N) железом, наоборот, снижает остаточные сжимающие напряжения и суммарные напряжения в покрытии (Ti, Fe, N) остаются растягивающими.

По мере работы РИ в покрытиях возникают напряжения $\sigma_п$, вызванные ползучестью материала инструментальной основы. Наибольшее значение данные напряжения имеют в центре площади контакта стружки с передней поверхностью РИ, и оно зависит от легирующего элемента. Так, легирование покрытия (Ti, N), нанесенного на твердый сплав (рис. 2, *а*), алюминием и кремнием снижает напряжения $\sigma_п$, а хромом, молибденом, железом и цирконием – их повышает. При этом наибольший рост напряжений вызывает легирование хромом. Для покрытий, нанесенных на быстрорежущую сталь (рис. 2, *б*), легирование хромом, цирконием и молибденом также повышает напряжения $\sigma_п$, алюминием и железом – практически не изменяет их, а кремнием – снижает. Такое изменение напряжений $\sigma_п$ связано с различным влиянием легирующих элементов на модуль упругости покрытий и изменение температур и напряжений, действующих в инструментальной основе.

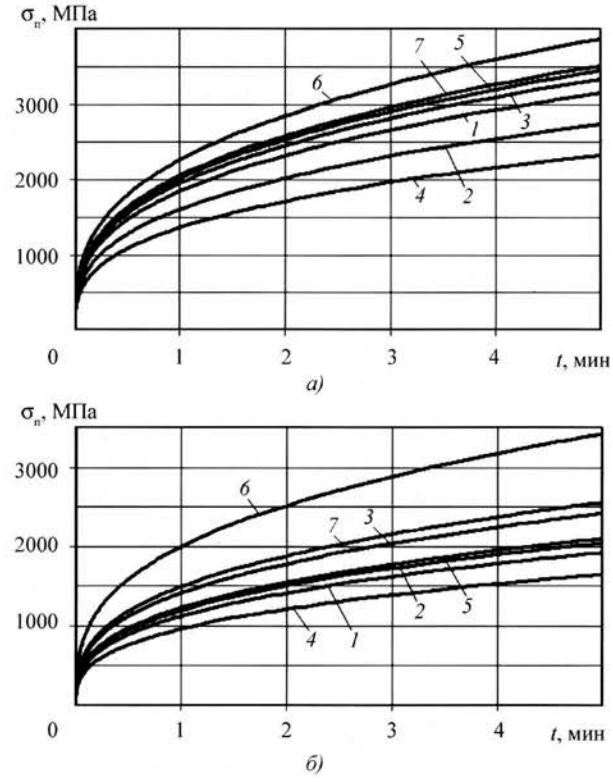


Рис. 2. Изменение напряжений ползучести $\sigma_п$ в покрытиях во времени *t*:
а – основа МК8; *б* – основа Р6М5К5; *1* – (Ti, N); *2* – (Ti, Al, N); *3* – (Ti, Zr, N); *4* – (Ti, Si, N); *5* – (Ti, Fe, N); *6* – (Ti, Cr, N); *7* – (Ti, Mo, N)

Изменение суммарных напряжений σ с учетом напряжений, вызванных ползучестью режущего клина, представлено на рис. 3. В начальный момент времени в покрытиях, нанесенных на твердый сплав (рис. 3, *а*), действуют сжимающие напряжения, которые с течением времени в результате ползучести материала инструментальной основы переходят в растягивающие. При этом для покрытий, легированных железом, переход суммарных напряжений из сжимающих в растягивающие происходит несколько раньше по времени в сравнении с покрытием (Ti, N). Для покрытий, легированных хромом, молибденом, цирконием и алюминием время перехода напряжений из сжимающих в растягивающие увеличивается в сравнении с покрытием (Ti, N) в 1,43...1,93 раза. Наибольшее время наблюдается при легировании покрытия (Ti, N) кремнием.

По мере работы РИ действующие в покрытиях растягивающие суммарные напряжения возрастают. Наибольшее значение данные напряжения имеют в

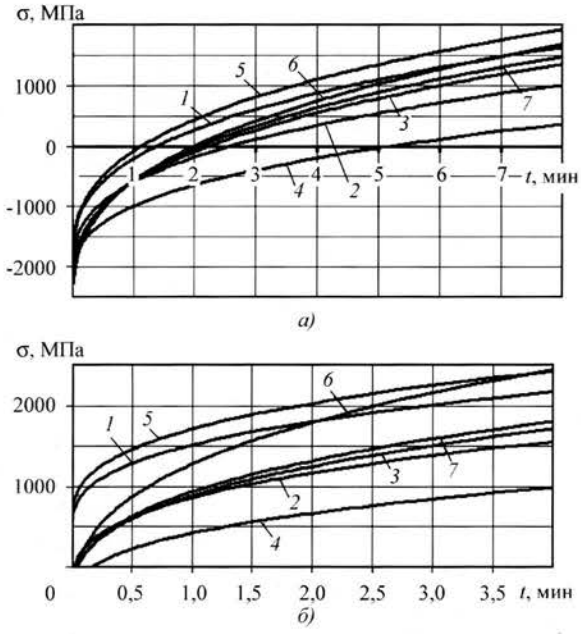


Рис. 3. Изменение суммарных напряжений σ в покрытиях в центре площади контакта стружки с передней поверхностью во времени *t*:

а – основа МК8; *б* – основа Р6М5К5; *1* – (Ti, N); *2* – (Ti, Al, N); *3* – (Ti, Zr, N); *4* – (Ti, Si, N); *5* – (Ti, Fe, N); *6* – (Ti, Cr, N); *7* – (Ti, Mo, N)

покрытиях, легированных железом и хромом, а наименьшее – кремнием и алюминием. Последнее объясняется высоким уровнем сжимающих остаточных напряжений и менее интенсивным ростом напряжений $\sigma_п$ в сравнении с покрытием (Ti, N). В покрытиях, нанесенных на быстрорежущую основу, формирование растягивающих суммарных напряжений σ происходит существенно раньше по сравнению с покрытиями, нанесенными на твердосплавную основу (рис. 3, *б*). Это связано с тем, что сумма напряжений σ_1, σ_T, $\sigma_{ост}$ в них значительно меньше, чем в покрытиях на твердосплавной основе. Наименьшие суммарные растягивающие напряжения σ, как и в случае с твердосплавной основой, характерны для покрытий, легированных кремнием. Легирование алюминием, цирконием и молибденом примерно одинаково влияет на суммарные напряжения. Формирование в покрытиях растягивающих суммарных напряжений, вызванных процессом ползучести в режущем клине инструмента, приводит к образованию в них трещин и способствует разрушению покрытий на площади контакта на передней поверхности.

Максимальные σ_{max} и минимальные σ_{min} суммарные напряжения, действующие в течение одного цикла нагружения покрытий, и амплитуду их колебаний Δσ, необходимую для расчета циклической трещиностойкости, определяли следующим образом. По осциллограммам, полученным при измерении сил резания, устанавливали их максимальные и средние значения: соответственно P_x^{max}, P_y^{max}, P_z^{max} и P_x, P_y, P_z. Для указанных значений сил резания рассчитывали контактные нагрузки и распределение напряжений и температур, действующих на передней и задней поверхностях РИ. Далее с помощью пакета программ ANSYS определяли температуру и напряжения σ_x, действующие на передней поверхности РИ в зоне возникновения трещин в покрытиях. Затем рассчитывали суммарные напряжения, соответствующие максимальным и средним значениям сил резания (соответственно σ_{max} и σ). Амплитуду колебаний напряжений Δσ определяли как разность между значениями σ_{max} и σ, действующими в покрытии в течение одного цикла нагружения.

Результаты расчета циклической трещиностойкости двухэлементных покрытий при обработке заготовок из стали 30ХГСА представлены в табл. 2 ($t_{ц.э}$ – экспериментально определенное время работы инструмента с покрытием до появления трещины). Видно, что легирование покрытия (Ti, N) увеличивает время до появления в нем трещин. При этом наибольшее влияние на значение $t_ц$ оказывают кремний, алюминий и цирконий. Для покрытий, нанесенных на твердосплавную основу, легированных кремнием, увеличивается время циклической трещиностойкости $t_ц$ в 3,16 раза, алюминием – в 2,15 раза, а цирконием – в 1,80 раза. Легирование хромом, молибденом и железом в меньшей степени повышает циклическую трещиностойкость – соответственно на 33, 32 и 19 %. Для покрытий, нанесенных на быстрорежущую основу, получены аналогичные результаты: в сравнении с покрытием (Ti, N) циклическая трещиностойкость покрытий (Ti, Si, N), (Ti, Al, N) и (Ti, Zr, N) возросла соответственно в 4,97, 3,54 и 2,99 раза, а покрытий (Ti, Cr, N), (Ti, Mo, N), (Ti, Fe, N) – в 1,79, 2,4 и 1,34 раза.

Для проверки адекватности результатов расчета были проведены экспериментальные исследования по определению времени работы РИ с покрытиями до появления трещин $t_{ц.э}$ (табл. 2). Между рассчитанной циклической трещиностойкостью и экспериментальными значениями наблюдается хорошее соответствие, максимальная погрешность не превышает 10...12 %.

Двухэлементные покрытия, обладая более высокими в сравнении с покрытием (Ti, N) механическими свойствами [4], при нанесении на РИ изменяют контактные характеристики процесса резания, способствуют снижению напряжений в материале инструментальной основы и уменьшают интенсивность процесса ползучести в режущем клине. Это в свою очередь увеличивает время работы РИ до образования трещин в покрытии. Двухэлементные покрытия, нанесенные на твердосплавную инструментальную основу, находятся в более благоприятном напряжен-

Таблица 2

Влияние состава износостойкого покрытия на циклическую трещиностойкость

Покрытие	$t_{ц1}$	$t_{ц2}$	$t_{ц}$	$t_{ц.э}$
	мин			
(Ti, N)	1,40 / 0	6,25 / 2,27	7,65 / 2,27	7,5 / 2,0
(Ti, Al, N)	2,73 / 0,03	13,75 / 8,00	16,48 / 8,03	17,0 / 9,0
(Ti, Zr, N)	2,37 / 0,05	11,43 / 6,74	13,80 / 6,79	14,0 / 7,0
(Ti, Si, N)	5,43 / 0,19	18,75 / 11,1	24,18 / 11,29	25,0 / 11,5
(Ti, Fe, N)	1,21 / 0	7,88 / 3,05	9,09 / 3,05	9,0 / 3,0
(Ti, Cr, N)	2,08 / 0,06	8,11 / 4,01	10,19 / 4,07	10,0 / 4,5
(Ti, Mo, N)	2,14 / 0,05	7,96 / 5,4	10,10 / 5,45	10,0 / 5,0

Примечание. В числителе указаны значения для инструментальной основы из сплава МК8, в знаменателе – из стали Р6М5К5.

ном состоянии, нежели аналогичные, нанесенные на быстрорежущую основу. Повышенный модуль упругости и меньший коэффициент термического расширения твердого сплава в сравнении с быстрорежущей сталью способствуют формированию в покрытиях более высоких сжимающих напряжений. Кроме того, в твердом сплаве процессы ползучести протекают менее интенсивно, что приводит к меньшему росту в покрытиях растягивающих напряжений.

Циклическая трещиностойкость покрытий является комплексной характеристикой. Она учитывает как физико-механические свойства материалов покрытий и инструментальной основы, так и контактные характеристики процессов, протекающих на передней и задней поверхностях РИ, распределение температур и напряженное состояние в режущем клине и в покрытии. Следовательно, рост циклической трещиностойкости будет способствовать повышению работоспособности режущего инструмента.

Для проверки данного положения были выполнены исследования интенсивности изнашивания РИ, результаты которых приведены на рис. 4 (v и t' – скорость и глубина резания, S – подача). **Применение двухэлементных покрытий снижает интенсивность изнашивания твердосплавного РИ в сравнении с покрытием (Ti, N) на 18...48 %, быстрорежущего – на 29...90 %. В порядке уменьшения интенсивности изнашивания РИ покрытия можно расположить следующим образом: (Ti, Fe, N), (Ti, Mo, N), (Ti, Cr, N), (Ti, Si, N), (Ti, Zr, N), (Ti, Al, N). Сравнение данных по циклической трещиностойкости покрытий и интенсивности изнашивания РИ позволяет сделать вывод о хорошей корреляции полученных данных. Наибольшее снижение интенсивности изнашивания РИ обеспечивают двухэлементные покрытия, имеющие более высокую циклическую трещиностойкость.**

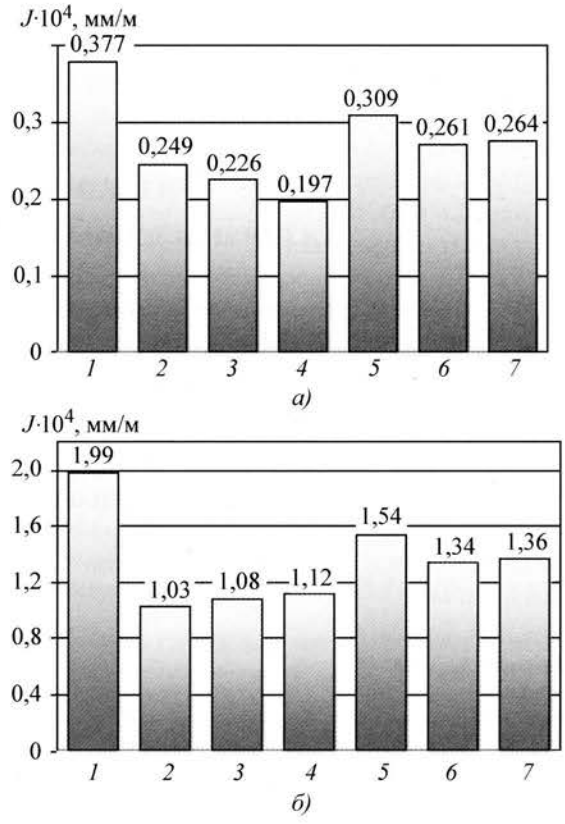


Рис. 4. Влияние состава покрытия на интенсивность изнашивания *J* инструмента из твердого сплава МК8 (*а*) и быстрорежущей стали Р6М5К5 (*б*) при точении заготовок из стали 30ХГСА: *а* – v = 180 м/мин, S = 0,15 мм/об, t' = 0,5 мм; *б* – v = = 55 м/мин, S = 0,3 мм/об, t' = 0,75 мм; *1* – (Ti, N); *2* – (Ti, Al, N); *3* – (Ti, Zr, N); *4* – (Ti, Si, N); *5* – (Ti, Fe, N); *6* – (Ti, Cr, N); *7* – (Ti, Mo, N)

ЛИТЕРАТУРА

1. **Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В.** Механизм разрушения износостойких покрытий режущего инструмента в процессе резания // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 6. С. 41–45.

2. **Ковалев А.И., Щербединский Г.В.** Современные методы исследования поверхности металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1989. 192 с.

3. **Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н.** Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.

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

УДК 629.114.401

В.Н. Хромов, С.А. Зайцев, Д.Н. Храпоничев, К.А. Коняев
(Орловский государственный аграрный университет)

Физико-механические свойства газонапыленных покрытий лап культиваторов

Определена зависимость микротвердости покрытия при газопламенном напылении лап культиватора КПШ-6, изготовленных из стали 65Г, от способа напыления.

The dependence of the coating microhardness at flame spraying of cultivator slice shares (row-crop cultivator of wide grip КПШ-6 made of steel 65Г depending on the spraying method is defined.

Для нанесения покрытий использовали порошковую газопламенную горелку "Искра-1" фирмы TERMIKA, технические характеристики которой приведены ниже:

Производительность, кг/ч . . . . . До 10
Давление газов, МПа:
ацетилена . . . . . 0,07...0,1
кислорода . . . . . 0,40...0,45
Расход газов, м^3/ч (л/мин):
ацетилена . . . . . 0,6...0,9 (10...15)
кислорода . . . . . 1,2...1,4 (20...23)
Размер зерна порошкового материала, мкм . . . . . 60...100

В качестве горючего газа применяли ацетилен баллонный (ГОСТ 5457–85), транспортирующего газа – кислород баллонный (ГОСТ 5583–78).

Для упрочнения и восстановления деталей используют два способа газопламенного напыления порошковых материалов: без оплавления (холодное напыление) и с последующим оплавлением.

Наибольшая микротвердость достигается оплавлением порошка после нанесения его на поверхность детали (таблица).

Технология напыления: зажечь горелку и подвести ее к напыляемой поверхности, передвигая ее со скоростью 2...3 мм/об вдоль напыляемого диаметра. Режимы обработки: давление кислорода 0,4...0,45 МПа, давление ацетилена – 0,07...0,1 МПа, дистанция напыления 180...190 мм, угол атаки 90°, n = 100 об/мин.

Распределение микротвердости покрытия по толщине слоя без оплавления (в числителе) и после оплавления (в знаменателе)

Расстояние от основы h, мкм	50	100	150	200	250	300
H_μ, МПа	4252/7553	4601/7401	4397/7647	4048/7804	4503/7599	3949/7300

После напыления порошков покрытие оплавляли той же горелкой с использованием ацетиленокислородного пламени, но без подачи порошка. Участок, покрытый порошком, нагревали до полного расплавления всех зерен металла в напыленном слое, в результате получали блестящую поверхность.

Микротвердость восстановленной поверхности измеряли металлографическим методом на микротвердомере ПМТ-3 с помощью окулярмикрометра АК 9-2 при увеличении ×500.

Из лапы вырезали небольшой сегмент, для удобства последующего использования на микрометре закрепленный после обработки в жесткий зажим (рис. 1).

Шлифы последовательно обрабатывали шлифовальной шкуркой путем перехода от грубых к тонким. При переходе от одного номера шлифовальной шкурки к другому шлиф тщательно освобождали от пыли. Направление движения меняли при переходе от одной стадии к другой. Полирование проводили с применением алмазной пасты АСМ 3/2 НОМ.

Для выявления отчетливой границы между покрытием и основным металлом после полирования осуществляли травление шлифа в 0,5%-ном растворе фтористо-водородной кислоты (плотность 0,98 г/см^3).

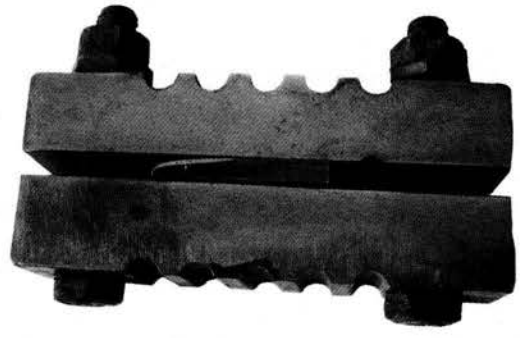


Рис. 1. Общий вид шлифа

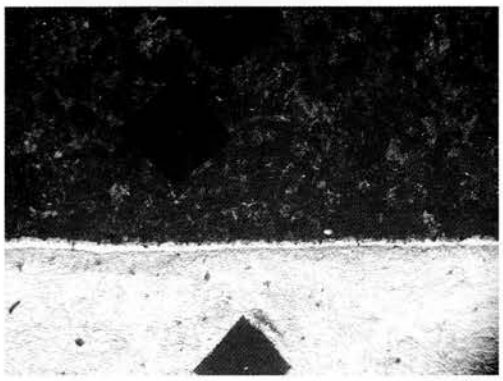


Рис. 2. Микроструктура (×500) основы и покрытия

Перед травлением и после него шлифы промывали водой и высушивали спиртом и фильтровальной бумагой. Время травления подбирали экспериментально. В качестве значения толщины пленки брали среднюю величину из 20 измерений после исключения аномальных значений в выборке. Изменение линейных размеров образцов контролировали рычажным микрометром МР-25 (ГОСТ 4381–87); точность измерения составляла 2 мкм.

Металлографические исследования микроструктуры основы и покрытия с фотографированием проводили на микроскопах МИМ-7, ММР-2 и инвертированном микроскопе МЕТАМ ЛВ при увеличении ×500 (рис. 2).

В результате исследований был сделан **вывод** о том, что наибольшая микротвердость достигается оплавлением порошка после нанесения его на поверхность детали.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Зайцев С.А., Поляков П.А.** Газопламенное упрочнение и восстановление лап культиватора // Надежность и ремонт машин: сб. матер. 2-й Междунар. науч.-техн. конф. Орел: изд-во ОрелГАУ, 2005. С. 158–163.

2. **Мурзаев В.П.** Восстановление деталей газопламенным напылением и наплавкой порошковых материалов / ВНПО "Ремдеталь". М.: ЦНИИТЭИ Госагропрома СССР, 1986. 12 с.

3. **Веденянин Г.В.** Общая методика экспериментальных исследований и обработка опытных данных. М.: Колос, 1973. 199 с.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

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

При оформлении подписки на 1-е полугодие 2008 года

стоимость одного номера – 700 руб.,

стоимость подписки на 6 месяцев – 4200 руб.

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

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,
ООО "Издательство "Машиностроение–1"
редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".

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

А.И. Каширин, А.В. Шкодкин *(Обнинский центр порошкового напыления, Калужская обл.)*

Метод газодинамического напыления металлических покрытий: развитие и современное состояние

Представлены возникновение, развитие и современное состояние нового метода создания толстых металлических покрытий – газодинамического напыления. Рассмотрены особенности и основные параметры метода. Приведены последние мировые достижения в области газодинамического напыления. Описаны существующее оборудование и области применения метода.

The origin, development and modern state of the gas dynamic spraying, the new method of thick metal coatings creation, are presented. The features and main parameters of the method are discussed. The last achievements in gas dynamic spraying, known equipment and method applications are described.

Метод *газодинамического напыления* (ГДН) металлических покрытий, впервые предложенный российскими учеными около 20 лет назад, привлекает все большее внимание исследователей и специалистов.

Этот метод можно назвать настолько новым, что в обширной монографии Г.В. Боброва [1], классифицирующей все известные методы нанесения неорганических покрытий, газодинамическому напылению посвящен всего один абзац. В последние годы появляется все большее количество публикаций, связанных с исследованием и применением этого метода. Показательно, что на ежегодной международной конференции по газотермическому нанесению покрытий в Сиэтле (США) [2] в 2006 г. было представлено 35 докладов, связанных с исследованиями в этой области, а на аналогичном европейском форуме в Эрдинге (Германия) почти половина докладов была посвящена процессу газодинамического напыления.

Столь интенсивные исследования в этой области связаны с принципиально важной особенностью метода ГДН – созданием металлических покрытий посредством закрепления на обрабатываемой поверхности нерасплавленных металлических частиц. В отличие от хорошо известных газотермических методов ГДН обеспечивает существенно меньшую пористость покрытий, значительно снижаются термические нагрузки на материалы основы и покрытия, уменьшается окисление материалов, устраняются процессы неравновесной кристаллизации в наносимом покрытии. Эти особенности обусловливают возможность применения газодинамического способа нанесения металлических покрытий в областях техники, где применение газотермических способов затруднительно или вообще невозможно.

Цели настоящей работы – представить широкому кругу специалистов, работающих в области нанесения металлических покрытий, сущность метода и его развитие от зарождения до настоящего времени, а также познакомить их с существующим оборудованием для нанесения металлических покрытий газодинамическим методом.

Развитие метода ГДН

Исторически возникновение метода газодинамического напыления металлических покрытий можно связать с обнаружением закрепления частиц алюминия на лобовой поверхности преграды при ее обтекании сверхзвуковым двухфазным потоком в Институте теоретической и прикладной механики СО АН СССР (ИПТМ) в Новосибирске [2]. Выполнив специальные исследования по взаимодействию двухфазного потока с преградой, А.П. Алхимов, В.Ф. Косарев и А.Н. Папырин установили, что при превышении некоторого значения скорости потока, которое было названо *критической скоростью*, может происходить осаждение толстого слоя твердых металлических частиц на преграде. Авторы назвали этот процесс методом *"холодного" газодинамического напыления* [3, 4].

Сущность метода, в принципе, достаточно проста. Разогнанные потоком газа до скорости 500...1000 м/с металлические частицы, находящиеся в нерасплавленном состоянии, при столкновении с преградой испытывают сильную деформацию и закрепляются

на поверхности, образуя толстое покрытие. Таким способом авторам удалось получить покрытия из многих металлов (Al, Cu, Zn, Ni, Co, V, Fe, Ti и др.) и их сплавов и смесей.

Однако уже при первых исследованиях было обнаружено, что вместе с резким ростом эффективности осаждения частиц при скорости выше критической могут наблюдаться снижение степени их деформации, уменьшение твердости покрытия и рост его пористости [4]. Кроме того, для достижения критической скорости частицами в большинстве случаев требуется использование одноатомных газов, например гелия, что сильно затрудняет практическое применение метода.

Тем не менее привлекательность метода ГДН способствовала расширению исследований, причем их основным направлением явились как изучение характеристик получаемых покрытий, так и разработка оптимальных режимов их создания и поиски возможностей практической реализации метода.

Основные параметры процесса ГДН

Основные, наиболее общие требования для процесса осаждения нерасплавленных металлических частиц методом газодинамического напыления, заявленные в патенте на способ напыления [5], представлены в работе [6] в следующем виде:

- температура ускоряющего потока газа должна быть ниже температуры плавления или теплового размягчения материала частиц;
- размер частиц должен быть равен 1...50 мкм;
- скорость частиц должна быть в диапазоне 300...1200 м/с в зависимости от материала и размера частиц.

Автором [8] приведен типичный диапазон параметров двухфазного потока для "холодного" газодинамического напыления:

Давление торможения потока, МПа . . . . . 1...3
Температура торможения потока, °С . . . . . 0...700
Расход газа, $м^3$/мин . . . . . 1...2
Подача порошкового материала, кг/ч. . . . . 5...15
Дистанция напыления, мм . . . . . 10...50
Потребляемая мощность (для нагрева газа), кВт . . . . . 5...25
Размер частиц, мкм . . . . . 1...50

Указанные параметры явились отправными для исследований процесса ГДН.

Параметры несущего газа. Так как ускорение частиц для газодинамического напыления производится газовым потоком, то в первую очередь внимание обращается на достижение высокой скорости газа. Скорость течения газа напрямую связана со скоростью звука c в этом газе, которая определяется молярной массой газа μ, с постоянной адиабаты γ, равной отношению теплоемкостей C_p/C_v, и с абсолютной температурой газа T:

$$c = \sqrt{\frac{\gamma RT}{\mu}}. \qquad (1)$$

Здесь R – универсальная газовая постоянная. Значения скорости звука при температуре 0 °С для некоторых газов приведены в табл. 1.

Для получения сверхзвуковых потоков газа его ускорение производится в сверхзвуковых соплах – соплах Лаваля, включающих сужающуюся и расширяющуюся части. При этом в критическом (самом узком) сечении сопла скорость газа равна значению локальной скорости звука, а в расширяющейся выходной части сопла она может в несколько раз превышать скорость звука.

Из данных табл. 1 видно, что высокие скорости газового потока гораздо легче достигаются при использовании гелия, нежели обычного воздуха. Именно поэтому для процесса ГДН предпочтительно применять гелий или его смесь с воздухом.

Из формулы (1) следует, что нагрев газа способствует увеличению скорости звука в газе и, следовательно, скорости газового потока в сверхзвуковом сопле. Это свойство широко используется в устройствах для напыления. Затрачиваемая на нагрев мощность может достигать нескольких десятков киловатт, а температура используемого сжатого газа – нескольких сотен градусов. При таких величинах нагрева способ "холодного" газодинамического напыления становится скорее "теплым" или даже "горячим", но сущностью процесса остается осаждение частиц в твердом, нерасплавленном состоянии.

В газовом потоке ускорение a частицы массой $m_ч$ связано с коэффициентом аэродинамического сопро-

Таблица 1

Значения скорости звука при температуре 0 °С для некоторых газов

Газ	Скорость звука, м/с	Адиабатическая постоянная	Молярная масса, г/моль	Плотность, кг/$м^3$
Воздух	331	1,40	29	1,29
Азот	334	1,40	28	1,25
Неон	435	1,66	20	0,90
Гелий	965	1,66	4	0,18
Водород	1284	1,40	2	0,09

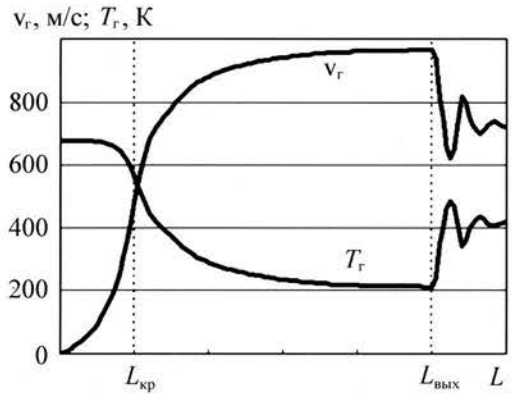


Рис. 1. Характерное изменение значений скорости $v_г$ и температуры $T_г$ газа вдоль оси сопла (штриховой линией отмечены положения критического $L_{кр}$ и выходного $L_{вых}$ сечений сопла)

тивления частицы $C_д$, площадью эффективного сечения частицы $S_ч$, плотностью ускоряющего газа $\rho_г$ и разностью скоростей газового потока $v_г$ и частицы $v_ч$ как

$$a = \frac{C_д S_ч \rho_г (v_г - v_ч)^2}{2m_ч}. \qquad (2)$$

Важно отметить, что кроме явной зависимости от параметров процесса дополнительно и сам коэффициент аэродинамического сопротивления $C_д$ зависит как от формы и размера частицы, так и от параметров взаимодействующего с ней газа: скорости, плотности, вязкости, температуры. Таким образом, не только скорость газового потока, но и другие его параметры, а также характеристики частиц определяют эффективность процесса ускорения.

В расширяющейся части сверхзвукового сопла происходит адиабатическое расширение газа, что одновременно с увеличением скорости газового потока приводит к уменьшению его плотности и температуры. Характерные изменения скорости и температуры газа при движении потока в сверхзвуковом сопле представлены на рис. 1.

Давление торможения ускоряющего газа является определяющим фактором для формирования потока. Повышение давления позволяет увеличивать степень расширения (раскрыва) сопла, что способствует росту скорости газового потока. Кроме того, существенное влияние на характер течения газа оказывает торможение потока на стенках сопла, в котором он ускоряется. Это ограничивает длину сопла и, естественно, время ускорения частиц в сопле. Увеличение давления рабочего газа и степени расширения сопла позволяет снизить это влияние. Применяемые в разрабатываемых установках для ГДН давления газа обычно составляют 1,5...3,5 МПа.

Сопла для напыления. Площадь выходного сечения и длина сверхзвукового сопла напрямую связаны с полным расходом и давлением ускоряющего газа. При давлениях и расходах, типичных для ГДН, выходной диаметр сопла круглого сечения не может, как правило, превышать 8...10 мм. Увеличение выходного диаметра сопла в 2 раза приведет к необходимости увеличения расхода газа в 4 раза. Реальные практические ограничения на расход газа около 1...2 м^3/мин не позволяют заметно увеличить размеры выходного сечения сопла.

Ширину полосы напыления можно увеличить посредством увеличения одной из сторон сопла при сохранении площади его поперечного сечения. Для этого, а также в целях уменьшения торможения частиц в ударном слое перед преградой на начальном этапе исследований процесса ГДН были выбраны плоские сопла прямоугольного поперечного сечения. Чем меньше один из размеров выходного сечения сопла, тем меньше отход ударной волны и меньше торможение частиц за ударной волной перед преградой. Однако значительное уменьшение одного из поперечных размеров сопла прямоугольного сечения из-за нарастания влияния пограничного слоя приводит к уменьшению скорости газа и, следовательно, скорости частиц на выходе из сопла. В последнее время в большинстве исследований и вариантов практического применения метода используются в основном сопла круглого сечения.

Для приобретения частицей высокой скорости необходимо увеличивать время ее пребывания в ускоряющем потоке газа. Это накладывает требования к длине сверхзвукового сопла. На рис. 2, *а* приведены характерные скорости газа и частиц меди размером 5 и 25 мкм, достигаемые при движении вдоль оси сопла.

Видно, что увеличение длины сопла ведет к росту скорости частиц. Однако полная допустимая длина сопла, так же как и площадь его поперечного сечения, связана с параметрами ускоряющего газа. Увеличение длины сопла неизбежно влечет за собой и необходимость повышения давления газа.

Определение оптимальных параметров разгонных сопел является одним из важных аспектов исследований процесса ГДН.

Требования к характеристикам используемых частиц. Из формулы (2) следует, что масса, размер и форма частиц оказывают значительное влияние на возможность их ускорения газовым потоком. Естественно, чем легче частицы, тем быстрее они достигают высокой скорости. Однако после выхода из сопла происходит торможение ускоренных частиц в слое газа, заторможенного у преграды. Для легких частиц это ведет к резкому снижению скорости при взаимо-

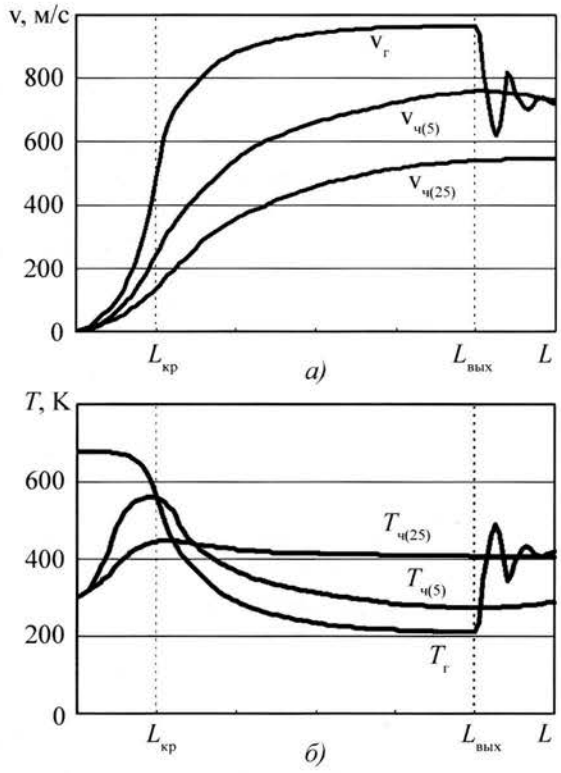


Рис. 2. Характерное изменение скоростей газа $v_г$ и частиц меди размером 5 мкм $v_{ч(5)}$ и 25 мкм $v_{ч(25)}$ (*а*) и температуры газа $T_г$ и частиц меди $T_{ч(5)}$, $T_{ч(25)}$ (*б*) вдоль оси сопла

действии с преградой. В то же время чем тяжелее частицы, тем хуже они разгоняются потоком, но тем лучше сохраняют скорость при приближении к преграде. Именно поэтому соотношение плотности материала частиц, их размера и формы является важным фактором для оптимизации процесса ГДН.

Один из самых существенных факторов для исследуемого процесса – твердость материала частицы. Так как закрепление металлической частицы на преграде происходит при развитии пластической деформации в зоне контакта, то частицы из более мягких материалов требуют меньших скоростей для закрепления. Для закрепления частиц твердых металлов необходимо значительно увеличивать их скорость.

Снизить твердость материала частицы можно посредством ее предварительного нагрева, используя зависимость твердости от температуры. Это частично применяется при предварительном нагреве несущего газа. Однако при адиабатическом расширении в сопле температура газа значительно снижается, так что предварительный нагрев газа чаще всего лишь компенсирует снижение температуры частиц. На рис. 2, *б* представлены характерные температуры газа и медной частицы диаметром 5 и 25 мкм при движении вдоль оси сопла при начальной температуре газа 673 К.

Скорость нагрева и охлаждения частиц в потоке газа зависит также и от теплопроводности и теплоемкости материала частиц, и от их размера. Поэтому оптимизация процесса ГДН неизбежно включает выбор не только режима течения газа, но и подходящих порошковых материалов.

Свойства получаемых покрытий. Отличительной особенностью покрытий, наносимых методом ГДН, является сохранение химического состава исходного порошкового материала. Так как процесс протекает при температурах, намного меньших температуры плавления материала частиц, в покрытии, естественно, практически не происходит ни фазовых превращений, ни образования новых соединений, ни значительного окисления материала.

Характерной для таких покрытий является и низкая пористость, что связано с сильной деформацией частиц в процессе нанесения покрытия.

При ударе ускоренных твердых частиц о преграду происходит их интенсивная деформация. Значительное локальное выделение теплоты в зоне контакта вызывает локальное повышение температуры, что способствует снижению твердости и усилению деформации вблизи поверхности контакта. При этом степень деформации частиц может достигать 80 %. Это обусловливает высокую прочность сцепления покрытий с основой, которая составляет обычно 30...80 МПа. Несмотря на наличие внутренних напряжений в покрытиях, нанесенных методом ГДН, которые связаны с наклепом материала покрытия, термические напряжения остаются очень незначительными, что способствует высокой адгезии даже для слоев толщиной 10 мм и более.

В результате интенсивной ударной деформации частиц плотность дефектов кристаллической решетки материала покрытия значительно возрастает. Дефектность кристаллической решетки, повышающая прочность частиц в покрытии, и наличие между частицами резких границ без диффузионной зоны, обусловленное малым временем и температурой взаимодействия, приводят к снижению относительного удлинения материала покрытия до значений менее 1 %. Практически все покрытия, полученные методом ГДН, являются достаточно хрупкими. В то же время сильный наклеп материала покрытия в процессе нанесения вызывает значительный рост его твердости. Последующая термообработка покрытия может обеспечить увеличение относительного удлинения и снижение твердости материала покрытия.

Исследование и развитие процесса ГДН

Названный авторами [4] методом "холодного" газодинамического напыления способ нанесения

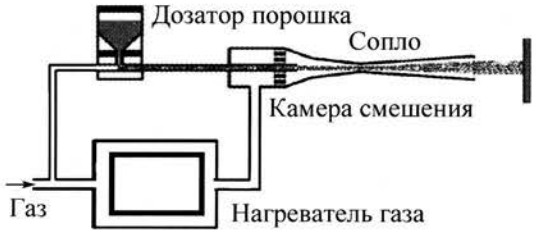


Рис. 3. Схема классической установки ГДН [8], включающей нагреватель газа, герметичный порошковый питатель, камеру смешения и сопло Лаваля

покрытий за счет высокой кинетической энергии нерасплавленных металлических частиц в настоящее время стал широко известен в мире как "холодное напыление" ("Cold Spray").

Развитие метода шло и происходит в настоящее время несколькими путями. Основная часть исследований и разработок осуществляется в рамках ставшего классическим подхода, включающего создание двухфазной смеси и ускорение ее в сверхзвуковом сопле (рис. 3).

В лаборатории физики многофазных систем ИТПМ СО АН (Новосибирск) А.П. Алхимов, В.Ф. Косарев и С.В. Клинков продолжили и развили теоретические и экспериментальные исследования метода [7, 8]. Значительная часть их исследований посвящена оптимизации разгонных сопел [9–12]. Детальное изучение процессов ускорения и торможения сверхзвуковых двухфазных течений позволило вывести аналитические формулы для оценок скорости частиц на выходе из сопла, учитывающие концентрацию, размер и плотность частиц при разных давлениях, температурах и составе ускоряющего газа. Это позволяет проектировать сопла с оптимальным профилем и выбирать наилучшую для процесса напыления дистанцию от среза сопла до обрабатываемой поверхности.

В последнее время новосибирскими исследователями совместно с А.Н. Папыриным разрабатывается статистическая модель процесса, основанная на концепции активации поверхности при скоростном взаимодействии частиц с преградой [13–15].

Изучение влияния теплообмена струи с преградой [16, 17] и степени деформации частиц при ударе о преграду [18, 19] позволили оптимизировать режимы процесса напыления и разработать несколько установок, включая ручную модель [20], для практического применения метода. Однако практическое применение столкнулось с проблемой ограниченных возможностей предприятий-потребителей по расходу несущего газа. Применение гелия в промышленных масштабах оказывается слишком дорого, а применение воздуха при давлении ниже 1,5 МПа не всегда обеспечивает высокое качество покрытий [21]. Тем не менее детальные исследования позволили разработать и поставить опытные и экспериментальные образцы установок в МАИ (Москва), фирму "Рик-С" (Москва), корпорацию "Даймлер Бенц" (Германия), Институт исследования металлов Китайской академии наук (Шэньян, Китай), Международный центр передовых технологий и порошкового напыления (Хайдарабад, Индия).

Значительное количество исследований в России было направлено на поиск технических решений, оптимизирующих применение метода ГДН и позволяющих использовать воздух в качестве ускоряющего газа. Так, В.К. Крыса и А.Г. Мухамедзянов разработали варианты метода с наложением двух сверхзвуковых потоков [22], П.В. Никитин и А.Г. Смолин предложили устройство с кольцевым сверхзвуковым соплом [23], Ю.В. Дикун объединил в устройстве процессы подготовки поверхности и нанесения покрытия [24]. На основе разработок Ю.В. Дикуна предприятием "Интерметкомпозит" (Москва) изготовлен промышленный вариант установки для газодинамического напыления НГА-5 мощностью 18 кВт, использующей в качестве рабочего газа воздух с давлением до 1,5 МПа.

В Украине исследования метода ГДН проводились А.Н. Головко и В.Н. Данченко в Металлургической академии (Днепропетровск) [25, 26]. Применяя в качестве ускоряющего газа воздух с температурой 250 °С и давлением 1,8 МПа, они нашли возможным использовать частицы размером более 50 мкм вследствие их медленного остывания в расширяющейся части сопла при адиабатическом охлаждении сверхзвуковой струи.

В США исследования в области ГДН были начаты в середине 1990-х годов в рамках совместного проекта исследований и разработок А.Н. Папыриным [6] вместе с американскими коллегами в Sandia National Laboratories (Альбукерк, Нью Мексико) [27, 28]. В результате была создана базовая установка газодинамического напыления, и фирма Ktech представила промышленную компьютеризированную систему для ГДН, использующую газ с давлением до 3 МПа и мощностью до 25 кВт. Появление в США этой установки стимулировало исследования процесса газодинамического напыления в ASB Industry Corp., лаборатории Delphi Corp. и др.

Разработки в ASB Industry Corp. были в первую очередь направлены на совершенствование эксплуатационных возможностей установки [29]. Проблемы эксплуатации были связаны в основном с осаждением металлических частиц в критическом сечении сопла при значительном нагреве двухфазной смеси [30]. В дальнейшем исследования включили и прикладные

аспекты процесса напыления и создания покрытий [31, 32].

В лаборатории Delphi Corp. изучены возможности напыления частицами размером 50...150 мкм [33]. Как и в [25], было обнаружено, что увеличение пластичности частиц при нагреве двухфазной смеси позволяет им закрепляться на основе при меньшей скорости, а крупные частицы медленнее остывают при адиабатическом охлаждении разгоняющего газа [34, 35]. Увеличение нагрева также потребовало решения проблемы налипания частиц в критическом сечении сопла [36].

Исследования, проводимые в исследовательской Лаборатории вооруженных сил США (Абердин, Мэрилэнд) [37, 38] и в Университете Пенсильвании [39], направлены как на оптимизацию процесса нанесения покрытий, в частности на улучшение характеристик разгонных сопел и подбор оптимальных порошковых материалов для ГДН, так и на изучение свойств получаемых покрытий и определение возможностей их применения для разных технических задач.

В Великобритании изучение процесса ГДН выполняется в университетах Кембриджа, Ливерпуля и Ноттингема. Основные исследования направлены на изучение свойств покрытий, реализуемых методом ГДН при использовании чистого гелия, и поиск возможностей создания деталей заданной формы непосредственно путем газодинамического напыления [40, 41].

Значительные субсидии правительства Канады обеспечили проведение в Университете Оттавы широкого исследования процесса ГДН и свойств покрытий, получаемых как с использованием чистого гелия, так и с применением азота. Значительная часть исследований в Канаде направлена на совершенствование процесса разгона частиц в соплах и изучение возможностей применения покрытий в разных технологических процессах [42–44].

В Японии К. Сакаки в Университете Шиншу (Нагано) посвятил исследования оптимизации сопла для ГДН. При этом он нашел возможным значительно увеличить длину сопла для разгона тяжелых частиц [45] и применил радиальный ввод порошка за критическим сечением сопла, что позволило избежать проблемы осаждения частиц в критическом сечении сопла при сильном нагреве, но сократило участок их ускорения.

Наиболее активные исследования в Китае проводятся в Институте материалов Университета провинции Шиангчи. Они направлены на оптимизацию параметров процесса и исследование свойств покрытий при использовании разных порошковых материалов [46, 47].

Интенсивные и наиболее последовательные исследования метода ГДН проводятся в Германии в Университете Бундесвера (Гамбург) под руководством Х. Крейе. На основании результатов математического моделирования [48] и экспериментальных исследований [49, 50] немецкими исследователями создана детальная модель процесса и найден критерий закрепления частиц в покрытии. Они установили, что при ударе частицы о преграду в случае превышения критической скорости возникает адиабатическая сдвиговая нестабильность, стимулирующая пластическую деформацию частицы и приводящая к ее закреплению на преграде. На основании исследований были определены значения критической скорости для частиц разных металлов и разработаны оптимизированные сопла круглого сечения для процесса ГДН.

Базируясь на этих исследованиях, фирма CGT (Ампфинг, Германия) разработала и начала выпуск установки для газодинамического напыления Kinetics-3000 [51]. С помощью этой установки мощностью 30 кВт можно наносить покрытие из разных металлов и сплавов. Однако для достижения высокой эффективности осаждения и создания качественных покрытий при использовании в качестве рабочего газа азота требуются порошки довольно узких фракций. В ряде случаев для увеличения эффективности необходимо применение в качестве ускоряющего газа гелия или его смеси с азотом с давлением до 3 МПа и расходом до 2 $м^3$/мин.

Последующие исследования в лаборатории Х. Крейе несколько изменили представления о критической скорости. Было установлено, что частицы из одного и того же материала, но с разными размерами и температурами могут иметь различные критические скорости [52]. Это послужило основанием для повышения температуры нагрева двухфазной смеси и увеличения размера частиц [53]. Используя эти результаты, фирма CGT ввела дополнительный участок нагрева двухфазной смеси перед соплом в установке Kinetics-4000 [54], что позволило использовать для напыления порошков широких фракций азот с давлением 3 МПа и температурой торможения до 900 °С.

Появление на мировом рынке установки Kinetics-3000 позволило начать исследования в области газодинамического напыления в Бельгии, Франции, Австралии и др. Во многих случаях они ориентированы на использование в качестве разгоняющего газа гелия, но, возможно, с появлением установки Kinetics-4000 значительная часть исследований будет выполняться только с применением азота.

Кроме исследований и разработок в рамках ставшего классическим подхода, включающего создание двухфазной смеси и ее ускорение в сверхзвуковом

сопле с использованием высоких давлений разгоняющего газа, независимо развиваются еще два альтернативных направления метода ГДН.

В США Р. Таппхорн отметил, что скорость звука в гелии достаточно велика для ускорения частиц даже в дозвуковых потоках [55]. Если использовать дозвуковые скорости в потоке гелия, то не происходит снижения плотности и без того легкого газа, что способствует лучшему ускорению частиц. В компании Inovati (Санта-Барбара, Калифорния) был разработан метод "кинетической металлизации", который использует гелий при существенно меньших давлениях, чем классический метод ГДН [56, 57]. Применение сопла специального профиля позволяет осуществлять напыление в дозвуковом режиме. При этом нагрев частиц происходит не только в зоне ввода порошковой смеси, но и на всем пути ускорения частиц в отличие от сверхзвуковых методов, ведущих к остыванию частиц в ускоряющем потоке. Схематически установка "Иновати" не отличается от классических установок ГДН, но благодаря применению дозвуковых сопел использует существенно меньшие давления и потребляемую мощность.

Радикально изменили подход к методу ГДН исследователи из Обнинского центра порошкового напыления под руководством О.Ф. Клюева. Поставив задачу реализовать метод газодинамического напыления при ускорении частиц только воздухом с давлением не более 1 МПа, они нашли ее решение в использовании для напыления не чистых металлических порошков, а их смесей с керамическими порошками [58, 59]. В их подходе недостаток кинетической энергии металлических частиц компенсируется кинетической энергией частиц керамики, подаваемых в ускоряющий газовый поток одновременно с частицами металла. Ускоренные керамические частицы, взаимодействуя с основой, обеспечивают динамическую обработку формируемого покрытия, что позволяет получать плотные однородные покрытия из пластичных металлов, таких как алюминий, медь, цинк, никель. Разработанный процесс динамической металлизации был назван **технологией ДИМЕТ** [60].

Вследствие сильного эрозионного воздействия керамических частиц на профиль сопла метод потребовал радикального изменения подхода к реализации процесса напыления и, в первую очередь, исключения прохождения частиц через критическое сечение сопла. Создание устройства (рис. 4) с вводом порошковой смеси в расширяющуюся часть сопла за его критическим сечением позволило реализовать метод ГДН в оборудовании, которое использует для работы сжатый воздух с давлением всего 0,5 МПа [61–63].

Низкие требования к ускоряющему газу и малая потребляемая мощность обеспечили возможность

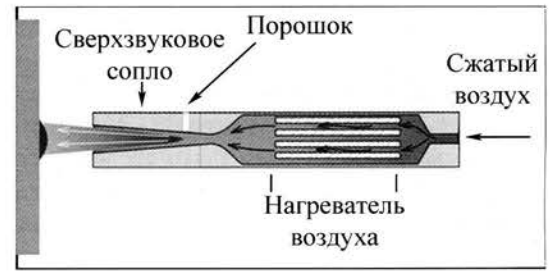


Рис. 4. Схема установки ДИМЕТ, включающей нагреватель газа, открытый порошковый питатель, узел инжекции порошка в расширяющуюся часть сопла и сопло Лаваля

создания портативных установок, использующих технологию ДИМЕТ. В Обнинском центре порошкового напыления (ОЦПН) налажен выпуск портативных установок серии "ДИМЕТ" [63], применимых даже в условиях небольших предприятий. Компания CenterLine (Виндсор, Канада) начала производство мобильных установок на основе этой технологии [64].

Появление компактных устройств с низкими требованиями к расходуемому газу способствовало развитию исследований в области газодинамического напыления при малых давлениях [65, 66] и возникновению терминов "ГДН высокого давления" ("high pressure cold spray") и "ГДН низкого давления" ("low pressure cold spray") [2].

Таким образом, значительное количество исследований и разработок в последнее десятилетие привело как к углубленному пониманию процессов, происходящих при газодинамическом напылении, так и к созданию оборудования для практического применения.

Развитие подходов к методу ГДН хорошо отражает иллюстрация, представленная Х. Крейе в 2006 г. на конференции в Эрдинге [67]. На рис. 5 показаны этапы изменения подходов в классическом методе при

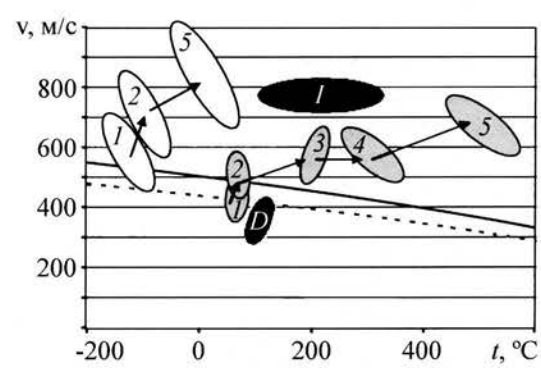


Рис. 5. Скорость и температура частиц меди перед преградой в процессе ГДН для установок Kinetics на разных стадиях разработки (*1–5*) при использовании гелия (белые эллипсы) и азота (серые эллипсы), а также для установок Inovati и ДИМЕТ (соответственно черные эллипсы *I* и *D*)

использовании гелия (белые эллипсы) и азота (серые эллипсы) с давлением 3 МПа. Эллипсы очерчивают зоны температур и скоростей, реализуемых при ударе о преграду для частиц меди размером 20...50 мкм. Оптимизация параметров разгонных сопел и увеличение температуры нагрева газа привели к росту скорости и температуры частиц, что отражает отмеченные зоны *1–5*. Там же в виде черных эллипсов показаны зоны, реализуемые в альтернативных подходах технологий "Inovati" (*I*) и "ДИМЕТ" (*D*), а также значения критической скорости для частиц меди размером 20 мкм ($v_{кр(20)}$) и 50 мкм ($v_{кр(50)}$) при соответствующих температурах на выходе из сопла.

Путь развития процесса ГДН (см. рис. 5) показывает, что в рамках классического подхода изменения направлены на увеличение скорости и температуры частиц, достигаемое как оптимизацией профиля и конструкции сопла, так и ростом энерговложения в процесс. В настоящее время обеспечивается осаждение частиц меди размером 20...70 мкм с эффективностью более 90 % и прочностью сцепления с основой около 80 МПа при использовании азота с расходом до 2 м^3/мин и давлением 3 МПа, нагреваемого до 900 °С. Такой же результат может быть достигнут при использовании гелия, но температура нагрева газа при этом может быть почти в 2 раза меньше.

Технология "Inovati" позволяет проводить напыление только гелием, но с существенно меньшим давлением и расходом газа, так как разгон частиц осуществляется в дозвуковом режиме течения газа. При этом требуются и меньшие мощности для нагрева ускоряющего газа. На рис. 5 область температур и скоростей частиц при ударе о преграду представлена черным эллипсом с указателем "*I*". Для этого процесса также характерна высокая эффективность напыления – до 60 %, но вследствие меньших расходов газа уменьшена его общая производительность.

Для экономии гелия разработаны системы его рекуперации, но для этого процесс напыления должен выполняться в герметичном объеме.

Технология "ДИМЕТ" использует для процесса напыления воздух с расходом до 0,5 м^3/мин и с давлением 0,5...0,8 МПа, что ограничивает возможную скорость частиц. Черный эллипс с указателем "*D*" на рис. 5 показывает реализуемую область температур и скоростей частиц. Эффективность осаждения собственно металлических частиц в этом процессе заметно ниже, чем в других методах ГДН. Она, как правило, не превышает 50 %. Так как керамические частицы, добавляемые в двухфазный поток по этой технологии, в основном отражаются от основы, то интегральная эффективность осаждения применяемых порошковых смесей составляет 20...30 %. Вследствие малого расхода газа общая производительность процесса также ограничена расходом порошкового материала до 0,5...0,6 г/с.

Рис. 6. Установка Kinetics-3000 производства CGT

Оборудование для ГДН и практическое применение метода

Большое количество исследований в области ГДН, выполняемых в разных организациях, привело к созданию различных устройств, реализующих процесс. Собственные установки были разработаны и изготовлены в большинстве лабораторий, занятых исследованиями. Однако значительная их часть существует в единичных экземплярах для выполнения исследований и проведения специальных работ либо установки разрабатываются специально для решения конкретных задач.

Несколько организаций, однако, довели разработки до стадии изготовления оборудования для реализации потребителям. В настоящее время на рынке оборудования представлены серийные установки для газодинамического напыления предприятий CGT (Германия), "Интерметкомпозит" (Россия), Inovati (США) и ОЦПН (Россия). Первые два основываются на классическом подходе, последние используют альтернативные методы ГДН. Типовые характеристики установок приведены в табл. 2.

Установки Kinetics производства CGT (рис. 6) [51, 54], разработанные на основе исследований, выполненных под руководством Х. Крейе, нашли применение в промышленном производстве медных покрытий на алюминиевых радиаторах для электротехнической промышленности и используются рядом фирм для выполнения отдельных разовых заказов. Значительное количество этих установок используется в различных лабораториях в исследовательских целях. Ввиду высокого уровня шума для выполнения работ следует применять звукоизолирующую камеру. При использовании установок Kinetics рабочее сопло обычно закрепляют на манипуляторе промышленного робота.

Установки НГА производства "Интерметкомпозит" (рис. 7), использующие классический метод

Рис. 7. Установка НГА-5 производства "Интерметкомпозит"

ГДН, созданные на основании разработок Ю.В. Дикуна, а также их модификации с введением рабочего порошка за критическим сечением сопла, пока не нашли столь широкого применения. Вследствие меньшего энергопотребления и расхода газа возможно использование установок при ручной работе. Из-за меньших энергозатрат общая производительность и эффективность использования порошка в этих установках ниже, чем в установках Kinetics, но снижение требований к ускоряющему газу может способствовать их более широкому применению. Рабочее сопло установки НГА-5 может быть закреплено на манипуляторе или применяться для ручной работы на специальном кронштейне.

Установки КМ производства Inovati (рис. 8) применяют как для нанесения локальных алюминиевых покрытий на стальные конструкции, так и для создания специальных покрытий для космической и авиационной техники. Несмотря на высокую эффективность осаждения порошкового материала, они пока нашли ограниченное применение, что связано с необходимостью использования гелия для разгона частиц. Возможность рекуперации гелия и достаточно ограниченные объемы его использования могут способствовать росту применения этих установок. Для реализации процесса рекуперации гелия процесс напыления должен проводиться в герметичном объеме.

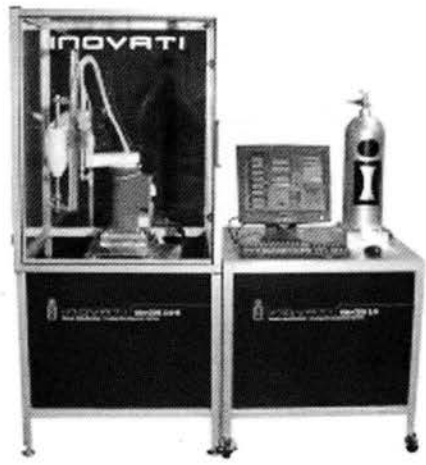


Рис. 8. Установка КМ производства Inovati

Значительно меньшие требования к ускоряющему газу и достаточно низкое энергопотребление характеризуют установки ДИМЕТ производства ОЦПН (рис. 9). Их выполняют в портативном варианте и используют главным образом в ручной работе, хотя в ряде приложений для напыления применяется автоматическое перемещение напылительного узла манипулятором. Несмотря на значительно меньшую производительность и эффективность использования порошка установки ДИМЕТ позволяют решать задачи и локального ремонта, и мелкосерийного производства. Вследствие компактности и относительно низких требований к газу установки ДИМЕТ нашли более широкое применение. Несколько сотен установок используются в России и за рубежом в ремонте и производстве.

Таблица 2

Типовые характеристики установок для газодинамического напыления

Характеристика	Производитель				
	CGT	ИТПМ	"Интерметкомпозит"	Inovati	ОЦПН
Оборудование	Kinetiks	УХГН	НГА-5	КМ	ДИМЕТ
Рабочий газ	Азот/Гелий	Воздух/Гелий	Воздух	Гелий	Воздух
Давление, МПа	3,0...4,0	1,5...2,5	1,0...1,5	0,35	0,5...0,8
Расход, $м^3$/мин	2...4	1,3	2	0,2	0,4
Мощность, кВт	47	15	18	2,5	3,5

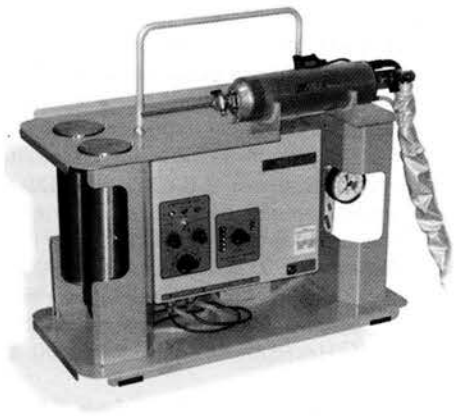


Рис. 9. Портативная установка ДИМЕТ-405 производства ОЦПН

Применение оборудования для ГДН определяется его специфическими возможностями в сравнении с хорошо известными газотермическими способами. В первую очередь это отсутствие окисления напыляемого материала и низкие температуры нагрева обрабатываемой детали. Существенными факторами являются низкая пористость и малая газопроницаемость покрытий, а также высокая прочность сцепления с основой покрытий толщиной до 10 мм.

Из вариантов практического приложения метода ГДН в настоящее время уже достаточно хорошо отработано применение газодинамического напыления медных покрытий для улучшения электрических контактов и теплоотвода. В ИТПМ разработана и создана установка для омеднения алюминиевых кабельных наконечников. Установку Kinetics-3000 фирмы CGT применяют для омеднения алюминиевых радиаторов для электронной техники, установки ДИМЕТ – для омеднения алюминиевых контактов электролизеров и нанесения оловянных и алюминиевых покрытий на контактные площадки крупногабаритных медных шин, а также никеля и меди на поверхность контактных площадок мощных токопроводящих алюминиевых шин. Как правило, в электротехнических вариантах приложения метода наносятся относительно тонкие покрытия толщиной менее 1 мм.

Также достаточно тонкие покрытия наносятся для защиты от коррозии. Установку КМ фирмы Inovati применяют для нанесения локальных алюминиевых покрытий на поверхность стальных металлоконструкций. Установки ДИМЕТ используют для локального цинкования сварных швов и выделенных участков стальных конструкций, для защиты оборудования свинцовыми и никелевыми покрытиями при работе в агрессивных средах. Никелевые и алюминиевые покрытия наносят для снижения скорости высокотемпературной коррозии.

Наиболее широко метод ГДН применяют для восстановления и изменения формы металлических деталей, в частности из алюминиевых сплавов. В этих случаях получают покрытия толщиной от десятых долей до десятков миллиметров, что позволяет говорить не о нанесении покрытий, а о наращивании металла. Так, фирмой Praxair метод ГДН применяется для восстановления формы изношенных лопастей пропеллеров винтовых самолетов. Компактность оборудования "ДИМЕТ" позволяет использовать его в авторемонте для восстановления дефектов двигателей, в мелкосерийном производстве для устранения дефектов литья и в ремонте форм для формования полимеров.

Низкая газопроницаемость покрытий, нанесенных методом ГДН, позволяет восстанавливать герметичность металлических конструкций без применения полимеров. Так, оборудование ДИМЕТ можно применять и для ремонта тонкостенных радиаторов алюминиевых кондиционеров в авторемонтных мастерских, и для устранения микротечей в сварных соединениях изделий космической техники; его даже использовали для восстановления герметичности медной обшивки циклотрона в РНЦ "Курчатовский институт".

Возможность нанесения покрытий произвольной толщины на любые металлические и керамические поверхности позволяет методу ГДН находить все больше различных областей применения в производстве и ремонте машин и механизмов.

Заключение

Метод газодинамического напыления закономерно возник среди других способов нанесения металлических покрытий, заняв место в области меньших температур, но больших скоростей потоков. Те же процессы деформации и закрепления частиц, но реализуемые при существенно меньших температурах и, соответственно, при твердом, а не жидком состоянии частиц потребовали интенсивных исследований и разработки специального оборудования. К настоящему времени создан ряд моделей оборудования для нанесения покрытий методом ГДН, различающихся особенностями исполнения, типом используемого рабочего газа и спектром создаваемых покрытий.

Из-за отличий параметров процесса и в зависимости от предпочтений и представлений разных исследователей описанный метод напыления металлических покрытий имеет множество названий: "холодное напыление", "быстрое напыление", "кинетическая металлизация", "кинетическое напыление", "динамическая металлизация" и др. Однако несмотря на некоторые технические различия все подходы включают процесс ускорения частиц по законам газовой динамики и процесс динамического взаимодействия час-

тиц с основой. Поэтому использование термина "газодинамическое напыление" вполне полно описывает процесс и метод в целом.

В настоящее время наряду с ростом исследований в области ГДН наблюдается значительное расширение практического применения метода в ремонтных и производственных процессах. Можно с уверенностью сказать, что этот метод вошел в практику и занял свое место в ряду современных технологий создания металлических покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бобров Г.В., Ильин А.А.** Нанесение неорганических покрытий. М.: "Интермет Инжиниринг", 2004. 624 с.

2. **Алхимов А.П., Нестерович Н.И., Папырин А.Н.** Экспериментальное исследование обтекания тел сверхзвуковым двухфазным потоком // ПМТФ. 1982. № 2. С. 66–74.

3. **Алхимов А.П., Косарев В.Ф., Папырин А.Н., Нестерович Н.И.** Метод "холодного" газодинамического напыления: тез. докл. Междунар. рабоч. совещ. "Высокотемпературные запыленные струи в процессах обработки порошковых материалов". Новосибирск: ИТФ СО АН СССР, 1988. С. 100–103.

4. **Алхимов А.П., Косарев В.Ф., Папырин А.Н.** Метод "холодного" газодинамического напыления // Докл. АН СССР. 1990. Т. 315. № 5. С. 1062–1065.

5. **Pat. 5302414 US.** Gas Dynamic Spraying Method for Applying the Coating / A.P. Alkhimov, A.N. Papyrin, V.F. Kosarev, et al. 1994.

6. **Papyrin A.** Cold spray technology // Advanced Materials & Processes. 2001. Vol. 159. No. 11. P. 49–51.

7. **Алхимов А.П., Косарев В.Ф., Папырин А.Н.** Газодинамическое напыление. Экспериментальное исследование процесса напыления // ПМТФ. 1998. Т. 39. № 2. С. 182–188.

8. **Klinkov S.V., Kosarev V.F.** Measurements of cold spray deposition efficiency // J. of Thermal Spray Technology. 2006. Vol. 15. No. 3. P. 364–371.

9. **Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф., Папырин А.Н.** Газодинамическое напыление. Исследование плоской сверхзвуковой двухфазной струи // ПМТФ. 1997. Т. 38. № 2. С. 176–183.

10. **Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф.** Течение в сверхзвуковом сопле большого удлинения с прямоугольным сечением // Теплофизика и аэромеханика. 1999. Т. 6. № 1. С. 51–58.

11. **Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф.** Натекание сверхзвуковой струи прямоугольного сечения на плоскую преграду // ПМТФ. 2000. Т. 7. № 2. С. 225–232.

12. **Alkhimov A.P., Kosarev V.F., Klinkov S.V.** The features of cold spray nozzle design // J. of Thermal Spray Technology. 2001. Vol. 10. P. 375–381.

13. **Papyrin A.N., Klinkov S.V., Kosarev V.F.** Modeling of particle-substrate adhesive interaction under cold spray process: proc. of ASM Cold Spray Conf. (Akron, Ohio, USA). ASM International, 2004.

14. **Papyrin A.N., Kosarev V.F., Klinkov S.V.** Effect of the substrate surface activation on the process of cold spray coating formation. Explore its surfacing potential: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Basel, Switzerland). DVS-Verlag GmbH, 2005.

15. **Papyrin A.N., Kosarev V.F., Klinkov S.V.** Effect of the coating erosion on the cold spray process // Building on 100 Years of Success: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Seattle, WA, USA). ASM International, 2006.

16. **Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф.** Исследование взаимодействия двухфазного потока с нагретой поверхностью // Теплофизика и аэромеханика. 1998. Т. 5. No. 1. С. 67–73.

17. **Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф.** Исследование теплообмена сверхзвуковой плоской струи с преградой в условиях газодинамического напыления // Теплофизика и аэромеханика. 2000. Т. 7. № 3. С. 389–396.

18. **Особенности** деформирования микрочастиц при ударе о твердую преграду / А.П. Алхимов, А.И. Гулидов, В.Ф. Косарев, Н.И. Нестерович // ПМТФ. 2000. Т. 41. № 1. С. 204–209.

19. **Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф.** Экспериментальное исследование деформации и соединения микрочастиц с преградой при высокоскоростном ударе // ПМТФ. 2000. Т. 41. № 2. С. 47–52.

20. **Установка** газодинамического напыления переносного типа / А.П. Алхимов, В.Ф. Косарев, В.В. Лаврушин, О.А. Алхимов // Тр. 6-й Междунар. конф. "Пленки и покрытия". СПб. 2001. С. 221–225.

21. **Токарев А.О.** Строение алюминиевого порошкового покрытия, полученного холодным газодинамическим напылением // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 3. С. 36–39.

22. **Пат. 2213805 РФ.** Способ нанесения покрытий из порошковых материалов и устройство для его осуществления / В.К. Крыса, А.Г. Мухамедзянов, В.К. Семенченко. 2003.

23. **Пат. 2193454 РФ.** Устройство для нанесения покрытий на внешние поверхности деталей / П.В. Никитин, А.Г. Смолин. 2002.

24. **Пат. 2181390 РФ.** Установка для газодинамического нанесения покрытия из порошковых материалов / Ю.В. Дикун. 2002.

25. **Данченко В.Н., Миленин А.А., Головко А.Н.** Теоретический анализ деформирования частиц порошка в процессе высокоскоростного напыления // Докл. Нац. академии наук Украины. 1995. № 11. С. 46–49.

26. **Данченко В.Н., Кондратьев С.В., Головко А.Н.** Нанесение металлических покрытий методом газодинамического напыления // Металлургическая и горно-рудная промышленность. 1997. № 3. С. 46–49.

27. **Dykhuizen R.C., Smith M.F.** Gas dynamic principles of spray // J. of Thermal Spray Technology. 1998. Vol. 7. No 2. P. 205–212.

28. **Impact** of high velocity cold spray particles / R.C. Dykhuizen, M.F. Smith, D.L. Gilmore, et al. // J. of Thermal Spray Technology. 1999. Vol. 8. No. 4. P. 559–564.

29. **Pat. 6502767 US.** Advanced Cold Spray System / Kay A. and Karthikeyan J. 2003.

30. **Pat. 6722584 US.** Cold Spray System Nozzle / Kay A. and Karthikeyan J. 2004.

31. **Microstructural** characteristics of cold-sprayed nanostructured WC–Co coatings / R.S. Lima, J. Karthikeyan, C.M. Kay, et al. Thin Solid Films. 2002. Vol. 416. P. 129–135.

32. **Effect** of carrier gases on microstructural and electrochemical behavior of cold-sprayed 1100 aluminum coating / K. Balani, T. Laha, A. Agarwal, et al. // Surface and Coatings Technology. 2005. Vol. 195. P. 272–279.

33. **Kinetic** spray coatings / T.H. Van Steenkiste, J.R. Smith, R.E. Teets, et al. // Surface and Coatings Technology. 1999. Vol. 111. P. 62–71.

34. **Zhao Z.B., Gillispie B.A., Smith J.R.** Coating deposition by the kinetic spray process // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 200. P. 4746–4754.

35. **Van Steenkiste T.H., Smith J.R.** Evaluation of coatings produced via kinetic and cold spray processes // J. of Thermal Spray Technology. 2004. Vol. 13. No. 2. P. 274–282.

36. **Pat. 6896933 US.** Method of maintaining a non-obstructed interior opening in kinetic spray nozzles // Van Steenkiste T.H., Hubert T., Smith J.R., et al. 2005.

37. **Champagne V., Helfritch D., Leyman P., et al.** Nozzle Design Influence on the Supersonic Particle Deposition Process / U.S. Army Research Lab. Aberdeen Proving Ground, MD: proc. of ASM Cold Spray. Conf. (Akron, Ohio, USA). ASM International, 2004.

38. **Helfritch D., Champagne V.** Optimal particle size for the cold spray process / U.S. Army Research Lab. Aberdeen Proving Ground, MD // Building on 100 Years of Success: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Seattle, WA, USA). ASM International, 2006.

39. **Eden T., Wolfe D.E., Potter J., et al.** Cr_3C_2-Based coatings applied by high velocity particle consolidation (HVPC) for wear resistant applications / Applied Research Lab. The Pennsylvania State University: proc. of ASM Cold Spray Conf. (Akron, Ohio, USA). ASM International, 2004.

40. **Zhang D., Shipway P.H., McCartney D.G.** Particle-substrate interactions in cold gas dynamic spraying. Advancing the Science and Applying the Technology: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Orlando, FL, USA). ASM International, 2003.

41. **Calla E., McCartney D.G., Shipway P.H.** Deposition of copper by cold gas dynamic spraying: an investigation of dependence of microstructure and properties of the deposits on the spraying conditions. Advances in Technology and Application: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Osaka, Japan). ASM International, 2004.

42. **Jodoin B.** Cold spray nozzle mach number limitation // J. of Thermal Spray Technology. 2002. Vol. 11. No. 4. P. 496–507.

43. **Richer P., Jodoin B., Ajdelsztajn L., et al.** Effect of particle geometry and substrate preparation in cold spray. Explore its surfacing potential: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Basel, Switzerland). DVS-Verlag GmbH, 2005.

44. **Sansoucy E., Jodoin B., Richer P., Ajdelsztajn L.** Effect of spraying parameters on the microstructure and bond strength of cold spray aluminum alloy coatings // Building on 100 Years of Success: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Seattle, WA, USA). ASM International, 2006.

45. **Sakaki K.** Influence of Nozzle Geometry on Expansion State of Gas Jet and Metal Coating Properties in Cold Spray Faculty of Engineering / Shinshu University, Japan: proc. of ASM Cold Spray Conf. (Akron, Ohio, USA). ASM International, 2004.

46. **Li C.-J., Li W.-Y.** Deposition characteristics of titanium coating in cold spray // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 167. P. 278–283.

47. **Li C.-J., Li W.-Y.** Examination of the critical velocity for deposition of particles in cold spraying. Explore its surfacing potential: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Basel, Switzerland). DVS-Verlag GmbH, 2005.

48. **Assadi H., Gartner F., Stoltenhoff T., Kreye H.** Bonding mechanism in cold gas spraying // Acta Materialia. 2003. Vol. 51. P. 4379–4394.

49. **Stoltenhoff T., Kreye H., Richter H.J.** An analysis of the cold spray process and its coatings // J. of Thermal Spray Technology. 2002. Vol. 11. No. 4. P. 542–550.

50. **Borchers C., Gartner F., Stoltenhoff T., Kreye H.** Microstructural bonding features of cold sprayed face centered cubic metals // J. of Applied Physics. 2004. Vol. 96 (8). P. 4288–4292.

51. **Richter P., Hoell H.** Latest technology for commercially available cold spray systems // Building on 100 Years of Success: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Seattle, WA, USA). ASM International, 2006.

52. **Schmidt T., Gartner F., Kreye H.** Development of a generalized parameter window for cold spray deposition // Acta Materialia. 2006. Vol. 54. P. 729–742.

53. **Schmidt T., Gaertner F., Kreye H.** New developments in cold spray based on higher gas- and particle temperatures // Building on 100 Years of Success: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Seattle, WA, USA). ASM International, 2006.

54. **Holl A., Richter P.** New components for cold spraying: proc. of the 7th Colloquium on HVOF Spraying (Erding, Germany). Gemeinschaft Thermisches Spritzen e.V., 2006.

55. **Tapphorn R.M., Gabel H.** The solid-state spray forming of low-oxide titanium components // J. of Metals. 1998. Vol. 50. № 9. P. 45–46, 76.

56. **Pat. 6715640 US.** Powder fluidizing devices and portable powder-deposition apparatus for coating and spray forming / Tapphorn R.M., Gabel H. 2004.

57. **Gabel H.** Kinetic metallization compared with HVOF // Advanced Materials & Processes. 2004. Vol. 162. No. 5. P. 47–48.

58. **Пат. 2038411 РФ.** Способ получения покрытий / Буздыгар Т.В., Каширин А.И., Клюев О.Ф., Портнягин Ю.И. 1993.

59. **Shkodkin A., Kashirin A., Klyuev O., Buzdygar T.** Metal particles deposition stimulation by surface abrasive treatment in gas dynamic spraying // J. of Thermal Spray Technology. 2006. Vol. 15. No. 3. P. 382–386.

60. **Shkodkin A., Kashirin A., Klyuev O., Buzdygar T.** The basic principles of DYMET technology // Building on 100 Years of Success: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Seattle, WA, USA). ASM International, 2006.

61. **Клюев О.Ф., Каширин А.И., Шкодкин А.В.** Технология газодинамического нанесения металлических покрытий. Ч. 1: Процесс формирования покрытий // Сварщик. 2003. № 4 (32). С. 25–27.

62. **Клюев О.Ф., Каширин А.И., Шкодкин А.В., Буздыгар Т.В.** Технология газодинамического нанесения металлических покрытий. Ч. 2: Применение покрытий // Сварщик. 2003. № 5 (33). С. 24–27.

63. **Клюев О.Ф., Каширин А.И., Шкодкин А.В., Буздыгар Т.В.** Технология газодинамического нанесения металлических покрытий. Ч. 3: Оборудование "ДИМЕТ" // Сварщик. 2003. № 6 (34). С. 25–27.

64. **Villafuerte J.** Cold Spray: A new technology // Welding Journal. 2005. Vol. 84. No. 5. P. 24–29.

65. **Maev R.Gr., Leshchinsky Ev.** Low pressure gas dynamic spray: shear localization during particle shock consolidation // Building on 100 Years of Success: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Seattle, WA, USA). ASM International, 2006.

66. **Weinert H., Maeva E., Leshchynsky V.** Low pressure gas dynamic spray forming near-net shape parts // Building on 100 Years of Success: proc. of the Intern. Thermal Spray Conf. (Seattle, WA, USA). ASM International, 2006.

67. **Kreye H., Gartner F., Schmidt T., Klassen T.** Cold spraying – from thermal spraying to kinetic spraying: proc. of the 7th Colloquium on HVOF Spraying (Erding, Germany). Gemeinschaft Thermisches Spritzen e.V., 2006.

С.Н. Григорьев, В.С. Заболотный, Я.И. Рюмкин *(МГТУ "Станкин")*

Применение вакуумно-плазменных покрытий для повышения работоспособности разделительных штампов

Рассмотрены вопросы повышения эффективности операций холодной штамповки (пробивки и вырубки) за счет нанесения покрытий вакуумно-дуговым методом. Для различных условий процесса штамповки предложены два варианта покрытий – (Ti, Zr, N) и (Cr, N) и оптимизированы режимы их нанесения. Результаты проведенных экспериментальных исследований показали, что нанесение покрытий в соответствии с разработанными рекомендациями позволяет заметно повысить работоспособность инструмента и качество штампуемых деталей.

The problems of effectiveness increase of press forming (punching and blanking) by vacuum-arc coatings are considered. The composition and deposition conditions of hard coatings (Ti, Zr, N) and (Cr, N) are optimized for press forming of aluminum alloy and constructional steel. The experimental results of coating influence on tool life and pressed parts quality are submitted.

Важнейшей областью машиностроения, обеспечивающей обработку с высокой производительностью при сравнительно низкой себестоимости, является листоштамповочное производство, в котором до 85 % деталей изготовляют с применением разделительных операций – вырубки, пробивки и отрезки. В процессе эксплуатации разделительные штампы подвергаются разнообразным теплосиловым нагрузкам, вызывающим различные виды их изнашивания. Производственный опыт показывает, что интенсивный износ рабочих поверхностей штампов существенно снижает показатели качества штампуемых деталей, увеличивает сопротивление разделению и общую работу разделения в сравнении с эксплуатацией инструмента с острозаточенными кромками. Поэтому ключевую роль в повышении эффективности процессов разделительной штамповки играют вопросы, касающиеся износостойкости инструмента и в первую очередь его поверхностного слоя [1].

В зависимости от условий штамповки на рабочих поверхностях инструмента могут происходить адгезионное и абразивное изнашивание, выкрашивание рабочих кромок, налипание обрабатываемого материала и даже отпуск поверхностного слоя. Производственный опыт показывает, что протекание указанных процессов приводит к заметному ухудшению показателей качества штампуемых деталей (рис. 1). Например, выкрашивание рабочих кромок способствует изменению размеров детали, геометрии профиля разделения и образованию нароста и кратеров на поверхности детали.

На интенсивность изнашивания разделительных штампов и ухудшение рассмотренных выше показателей качества деталей наиболее сильно влияют параметры штампуемого изделия – физико-механические свойства материала, толщина и сложность контура штампуемой детали и т.д. При увеличении толщины детали интенсивность изнашивания увеличивается, что связано с ростом усилия разделения и сил трения

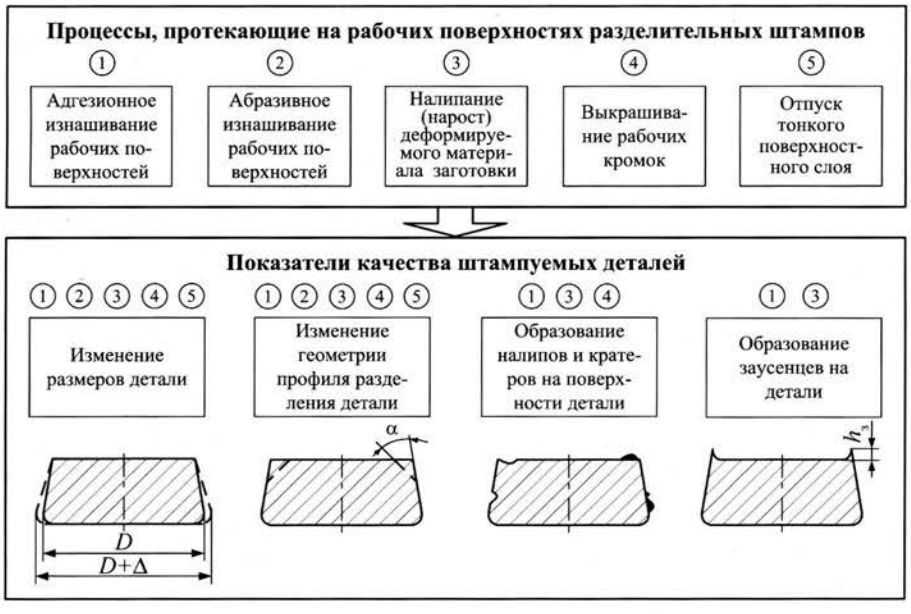


Рис. 1. Взаимосвязь процессов, протекающих на рабочих поверхностях разделительных штампов в процессе эксплуатации, и показателей качества штампуемых деталей:

D – диаметр штампуемой детали; Δ – отклонение диаметра детали; $h_з$ – высота заусенца; α – угловое отклонение

между инструментом и заготовкой. Сложная конфигурация вырубаемых деталей также увеличивает интенсивность изнашивания, так как выступы и углубления контура с малыми радиусами закругления и тонкие перемычки являются сильными концентраторами напряжений. Наиболее комплексное влияние на состояние рабочих поверхностей разделительных штампов в процессе эксплуатации оказывают физико-механические свойства материала заготовки, вызывающие разнообразные причины потери работоспособности инструмента.

Проблему повышения работоспособности разделительных штампов в рамках данной работы решали за счет нанесения на их рабочие поверхности вакуумно-плазменных покрытий [2]. В качестве объекта исследований использовали образцы пуансонов и матриц из стали X165CrMoV12 по немецкому стандарту DIN 17350 (российский аналог – сталь X12M). Эксплуатационные испытания штампов в рамках данной работы осуществляли на оборудовании и при участии специалистов Фраунгоферского института станков и техники пластического деформирования (Германия). Эксперименты проводили на операциях вырубки-пробивки двух видов обрабатываемых материалов, используемых в автомобильной промышленности – стали мартенситно-ферритного класса DP600 и алюминиевого сплава AlMg4,5Mn. В табл. 1 и 2 представлены сведения о химическом составе и физико-механических свойствах указанных материалов.

Анализ изменений, происходящих в состоянии рабочих поверхностей разделительных штампов в процессе эксплуатации, осуществляли посредством снятия профилограмм с рабочих поверхностей инструмента на высокочувствительном профилографе-профилометре. На рис. 2 представлены характерные профилограммы боковой поверхности пуансонов после вырубки 5 тыс. деталей. Полученные результаты показывают, что на операциях вырубки-пробивки стали DP600 рабочие поверхности штампов подвергаются в основном адгезионному и абразивному изнашиванию. С увеличением числа отштампованных деталей на боковых поверхностях инструмента наблюдается образование кратеров как вблизи рабочей кромки, так и на некотором удалении от нее (рис. 2, *а*). Аналогичные изменения в состоянии инструмента наблюдаются при увеличении толщины вырубаемых деталей, а также при усложнении их контура.

В процессе штамповки деталей из алюминиевого сплава AlMg4,5Mn различных толщины и профиля наряду с незначительным притуплением рабочих кромок, вызванным образованием мостиков сварки (адгезионного схватывания), наблюдается интенсивное налипание (нарост) деформируемого материала на боковую поверхность пуансона и рабочего окна матрицы. Это объясняется высокой физико-химической активностью сплавов на основе алюминия. При

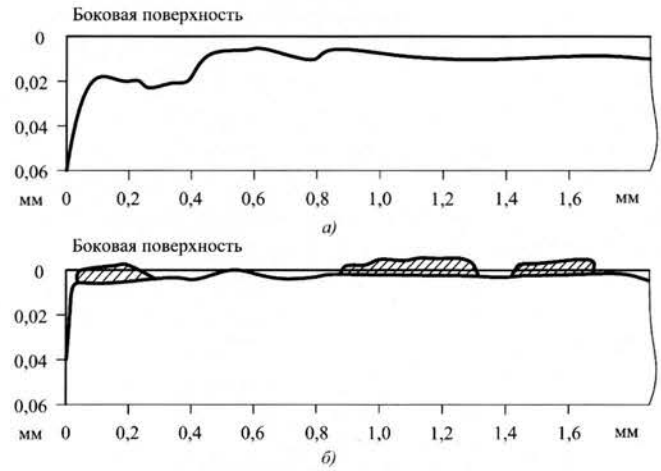


Рис. 2. Профилограммы боковой поверхности пуансонов из стали X165CrMoV12 после вырубки деталей из разных материалов

Таблица 1

Химический состав обрабатываемых материалов, %

Материал	C	Mn	Mg	Ti	Si	Mo	Cr	Cu	Ni, P, Nb	Fe	Al
Сталь DP600	0,12	1,6	–	0,02	0,2	0,24	0,2	0,03	<0,05	Остальное	0,03
Сплав AlMg4,5Mn	–	0,85	4,5	0,15	0,4	–	0,2	0,1	–	0,4	Остальное

Таблица 2

Некоторые физико-механические свойства обрабатываемых материалов

Материал	Твердость HB	Предел прочности при растяжении $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ, %
Сталь DP600	270	500	350...370	24
Сплав AlMg4,5Mn	70	300	145	22

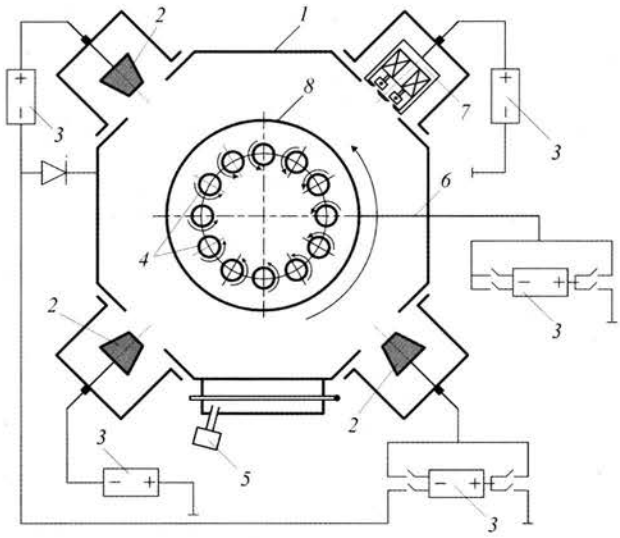


Рис. 3. Принципиальная схема установки для нанесения покрытий на металлообрабатывающий инструмент:
1 – вакуумная камера; *2* – вакуумно-дуговые испарители с катодами; *3* – источники питания; *4* – образцы инструментов; *5* – инфракрасный пирометр; *6* – механизм вращения; *7* – источник ускоренных частиц; *8* – опорно-поворотный стол

этом с ростом числа отштампованных деталей объем налипшего материала увеличивается. Так, если после вырубки 5 тыс. деталей на боковой поверхности пуансона заметны лишь следы небольшого налета металла штампуемой заготовки (рис. 2, *б*), то уже после вырубки 15 тыс. деталей бóльшая часть рабочей поверхности пуансона покрывается достаточно плотным слоем штампуемого металла, причем на поверхности инструмента наблюдаются следы отслаивания части ранее образовавшегося нароста.

Во многих случаях повышение работоспособности инструмента можно обеспечить за счет улучшения того или иного свойства поверхностного слоя: снижения коэффициента трения, повышения твердости и теплостойкости и др. Отмеченные изменения можно получить при нанесении методом вакуумно-дугового осаждения разных по составу покрытий. В зависимости от условий процесса разделительной штамповки износостойкие покрытия, наносимые на рабочие поверхности инструмента, могут выполнять следующие функции:

• поверхностного слоя повышенной твердости, препятствующего абразивному изнашиванию рабочих поверхностей инструмента в процессе штамповки;

• промежуточной среды, обладающей низким сродством с деформируемым материалом и препятствующей интенсивному схватыванию в условиях адгезионного изнашивания;

• антифрикционной твердой смазки, минимизирующей налипание деформируемого материала на инструмент в процессе штамповки;

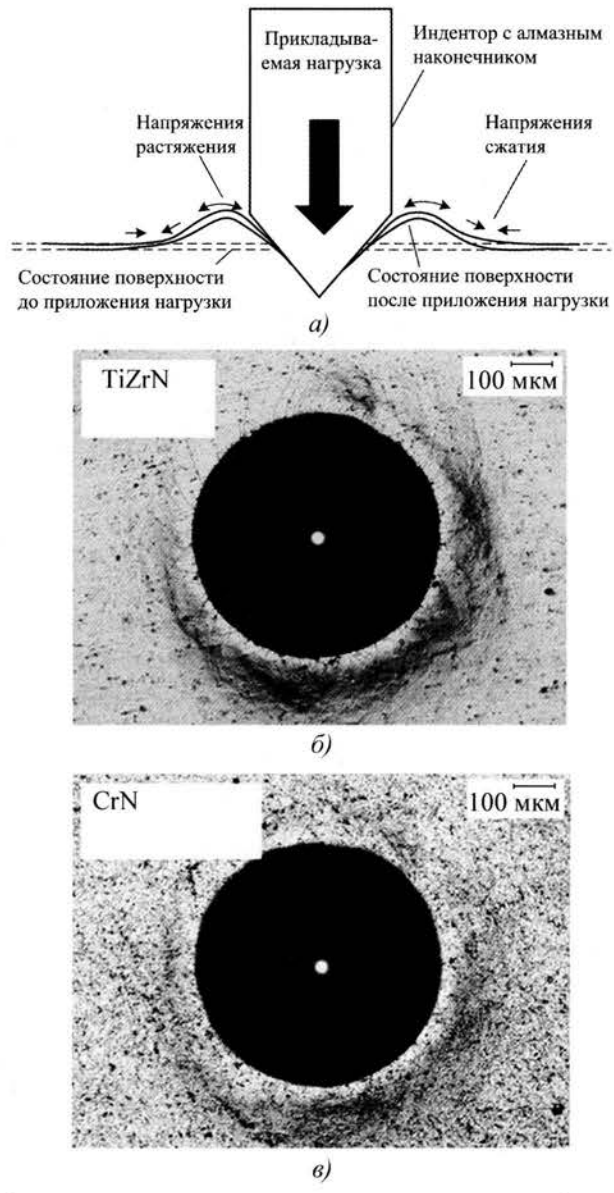


Рис. 4. Оценка прочности сцепления покрытий с инструментальной основой:
а – принципиальная схема методики; *б* – отпечаток индентора на образцах из стали X165CrMoV12 с покрытием TiZrN (×200); *в* – отпечаток индентора на образцах из стали X165CrMoV12 с покрытием CrN (×200)

• барьерного слоя, препятствующего отпуску поверхностного слоя инструмента в результате воздействия повышенных термических нагрузок;

• барьерного слоя, способного замедлять распространение сетки усталостных трещин, приводящей к выкрашиванию рабочих кромок.

На основе накопленного опыта применения различных покрытий, а также анализа свойств и стоимости соединений, которые потенциально могут быть использованы в качестве покрытий, для нанесения на рабочие

поверхности инструментов из стали X165CrMoV12 были выбраны следующие составы покрытий [3]:

1) (Ti, Zr, N) – для повышения работоспособности инструмента в условиях одновременного протекания адгезионного и абразивного изнашивания, наблюдаемого при обработке стали DP600. Наружный слой (Ti, Zr, N) повышает микротвердость рабочих поверхностей инструмента до 28 ГПа (значение во многом зависит от процентного соотношения между содержанием Ti и Zr) и, кроме того, обладает повышенной стойкостью к молекулярному схватыванию с конструкционными сталями;

2) (Cr, N) – для повышения работоспособности инструмента в условиях интенсивного налипания материала заготовки и адгезионного изнашивания. Одновременно с повышением антифрикционных свойств (снижением коэффициента трения до 2 раз), слой (Cr, N) увеличивает микротвердость рабочих поверхностей инструмента до 16 ГПа.

Известно, что одним из важнейших показателей качества инструмента с покрытием является прочность сцепления покрытия с основой. В целях обеспечения высоких значений этого показателя при вакуумно-дуговом осаждении покрытий на быстрорежущие инструменты осуществляют их ионный нагрев до температуры 520 °С и выше путем подачи на инструмент высокого отрицательного потенциала (до 1000 В). Практика показывает, что недостаточная очистка и активация поверхности и, как следствие, низкая прочность сцепления покрытия приводят к преждевременному отслоению покрытия в процессе металлообработки. Кроме того, недостаточная температура в процессе осаждения покрытия не обеспечивает необходимой диффузионной подвижности осаждающихся атомов покрытия и приводит к формированию конденсатов повышенной напряженности. В то же время даже незначительное превышение температуры процесса нанесения покрытия относительно уровня, определяемого теплостойкостью инструментального материала, неизбежно ведет к отпуску рабочих кромок и потере работоспособности инструмента. Именно поэтому при нанесении покрытий на полутеплостойкие штамповые инструментальные стали типа Х12М необходим особо тщательный подход к выбору технологических режимов вакуумно-дугового осаждения.

В рамках выполнения настоящей работы на специально изготовленные модели пуансонов и матриц из стали X165CrMoV12 (всего 24 образца) наносили покрытия (Ti, Zr, N) и (Cr, N) на установке серии "СТАНКИН–АПП", принципиальная схема которой представлена на рис. 3. Значения технологических режимов, при которых осуществляли осаждение, приведены в табл. 3. Используемая в экспериментах установка была оснащена источником, генерирующим высокоэнергетический пучок частиц, который сопровождал процесс осаждения покрытий. Сопровождение пучком ускоренных частиц (например, молекул аргона) обеспечивает более высокую подвижность атомов на поверхности конденсации, способствующую формированию более плотных покрытий с

Таблица 3

Условия нанесения покрытий на образцы инструмента

Стадия процесса	Технологический режим процесса	Значение параметра при нанесении покрытия	
		(Ti, Zr, N)	(Cr, N)
Очистка (в газовой плазме ионами аргона)	Ток дуги на катоде I, А	100	
	Напряжение смещения U, В	500	
	Давление аргона p_{Ar}, Па	0,1	
	Время очистки τ, мин	35	
Конденсация покрытия: 1) бомбардировка ионами металла	Материал катодов*	Ti (2) + Zr (1)	Cr (3)
	Ток дуги на катодах I, А	$I_{Ti} = 110$, $I_{Zr} = 100$	$I_{Cr} = 90$
	Напряжение смещения U, В	650	
	Время ионной бомбардировки τ, мин	8	
2) осаждение покрытия	Материал катодов	Ti (2) + Zr (1)	Cr (3)
	Ток дуги на катодах I, А	$I_{Ti} = 110$, $I_{Zr} = 100$	$I_{Cr} = 90$
	Напряжение смещения U, В	200	190
	Давление реакционного газа p_{N_2+Ar}, Па	0,4	0,45
	Время осаждения покрытия τ, мин (для достижения толщины покрытия $h \approx 6$ мкм)	70	75
3) сопровождение пучком частиц	Энергия частиц аргона, сопровождающих осаждение, E, эВ	100	
	Плотность тока j, мА/см^2	5	

*В скобках указано число катодов.

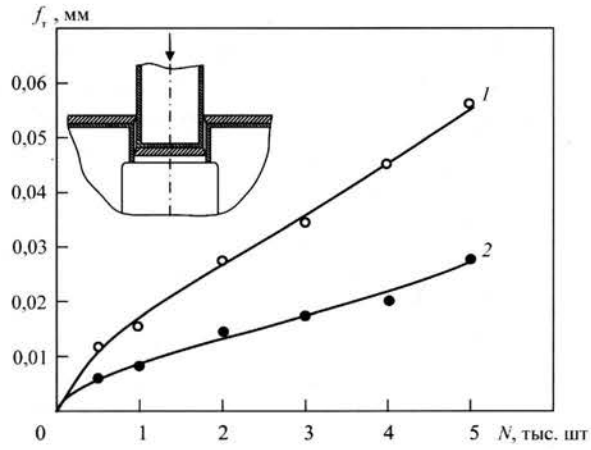


Рис. 5. Зависимость средних значений торцового износа $f_т$ пуансона при пробивке деталей типа "диск" в материале DP600 толщиной 4 мм от числа отштампованных деталей *N*:
1 – без покрытия; *2* – с покрытием (Ti, Zr, N)

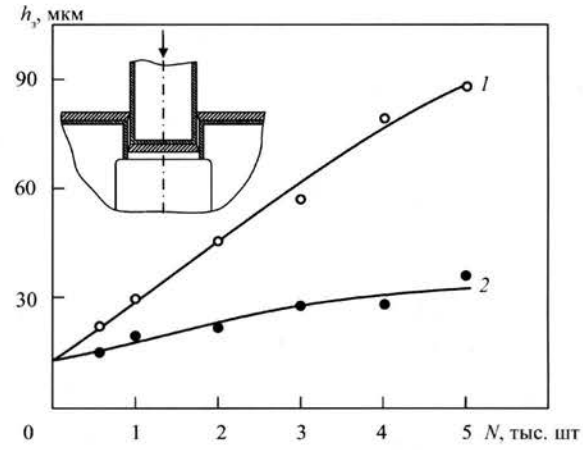


Рис. 6. Изменение высоты заусенца $h_з$ на вырубленной детали типа "гайка" из материала AlMg4,5Mn толщиной 4 мм с увеличением числа отштампованных деталей *N*:
1 – без покрытия; *2* – с покрытием (Cr, N)

мелкозернистой структурой [4]. При проведении экспериментов образцы инструмента были разделены на две группы (по составу наносимого покрытия).

Прочность сцепления покрытий с инструментальной основой оценивали методом вдавливания алмазного индентора на приборе Роквелла (рис. 4, *а*). Эксперименты показали, что при нанесении покрытий (Ti, Zr, N) и (Cr, N) в соответствии с разработанными технологическими рекомендациями на всех образцах инструмента была достигнута высокая прочность сцепления покрытия с инструментальной основой (рис. 4, *б, в*). Видно, что после приложения и снятия нагрузки на образцах не наблюдается очагов отслаивания покрытий и значительных трещин.

В дальнейшем исследовали влияние покрытий предложенных составов на интенсивность изнашивания разделительных штампов при пробивке материала DP600 и на показатели качества изделия (высоту формируемого заусенца) при вырубке материала AlMg4,5Mn.

Эксперименты проводили в такой последовательности:

1) штамповка деталей;

2) снятие профилограмм с боковой и торцовой поверхностей пуансона (для инструмента с покрытием (Ti, Zr, N) или с последней отштампованной детали (для инструмента с покрытием (Cr, N));

3) продолжение эксплуатации штампов.

Поскольку в операциях разделительной штамповки пуансон работает в более тяжелых по сравнению с матрицей условиях, в настоящих экспериментах оценку состояния рабочих поверхностей матрицы с течением времени эксплуатации не проводили.

На рис. 5 и 6 представлены фрагменты результатов проведенных испытаний. Видно, что нанесение покрытия (Ti, Zr, N) позволило снизить в 2 раза интенсивность нарастания износа по торцовой поверхности пуансона при обработке стали DP600 (аналогичное изменение наблюдали на боковой поверхности инструмента). Использование инструмента с покрытием (Cr, N) на момент вырубки 5 тыс. деталей из алюминиевого сплава позволило уменьшить высоту сформировавшегося заусенца в 3 раза.

Таким образом, комплекс проведенных исследований показал, что нанесение вакуумно-плазменных покрытий является достаточно эффективным способом повышения работоспособности инструмента для пластического деформирования металлов. Благодаря огромному выбору покрытий разнообразных составов и конструкций (композиционные, многослойные и др.) в настоящее время практически для любых условий процесса штамповки существует возможность улучшения его выходных показателей. Исключение составляют лишь операции, которые сопровождаются интенсивным пластическим деформированием и хрупким разрушением рабочих кромок инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Вишневский И.О., Константинов В.Ф.** Повышение стойкости разделительных штампов. М.: Машиностроение, 1984. 120 с.

2. **Григорьев С.Н., Шеин А.А.** Виды износостойких покрытий и методы их нанесения на штампы для холодного деформирования // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. № 12. 2004. С. 30–34.

3. **Григорьев С.Н., Ильичев Л.Л., Рудаков В.И.** Ионно-плазменное упрочнение инструментальных сталей: учеб. пособие. Оренбург: ГОУ ОГУ, 2005. 415 с.

4. **Технологические** принципы вакуумно-плазменной обработки осевого мелкоразмерного инструмента из быстрорежущей стали / С.Н. Григорьев, Я.И. Рюмкин и др. // Ресурсосберегающие технологии в машиностроении: матер. 5-й Всерос. юбил. науч.-практ. конф. Бийск: Алтайский гос. техн. ун-т, БТИ. 2006. С. 81–84.

А.А. Гаджиев, Л.Г. Петрова *(МАДИ (ГТУ))*, **А.Х. Бекеев** *(Дагестанская государственная сельскохозяйственная академия)*

Терморадиационное упрочнение полимерных покрытий

Показана возможность применения терморадиационной обработки полимерных композиций холодного отверждения для формирования покрытий на поверхностях металлических изделий. Представлены результаты экспериментальных исследований влияния инфракрасного облучения на механические характеристики термореактивных материалов в стеклообразном состоянии.

The availability of cold hardening polymeric composition radiant heating treatment use to form coatings on the metal product surfaces is shown. The results of experimental studies of infrared irradiation influence on thermosetting soft goods mechanic characteristics in glass-formed condition are exposed.

Введение

При производстве и ремонте машин в последнее время большое распространение получают модифицированные термореактивные олигомеры в качестве покрытия деталей. Они сохраняют прочность, жесткость, технологичность сравнительно низкосортных и дешевых черных металлов, из которых изготовляется покрываемая деталь, и специфические свойства полимерных материалов (антифрикционные, демпфирующие, антикоррозионные и др.). Выбор соответствующего полимерного материала покрытия определяется конструктивными особенностями детали, условиями ее эксплуатации и характером нагружения. Независимо от состава покрытия полимерного материала и функционального назначения детали наиболее характерными недостатками таких покрытий являются: отслоение от металлической поверхности, растрескивание, низкие теплостойкость и ударная вязкость, значительно снижающие долговечность. Одним из способов устранения этих недостатков служит физическое воздействие на полимерное покрытие в процессе его формирования. Наиболее чувствителен к внешним проявлениям при воздействии силовых полей и облучении начальный период формирования покрытия. Большая длительность отверждения полимерных покрытий и сложность технологического процесса их горячего отверждения на корпусных деталях стали основными причинами сдерживания широкого применения термореактивных олигомеров для защиты металлических деталей.

Для сокращения времени отверждения (полимеризации) и улучшения физико-механических свойств покрытий из олигомеров было исследовано влияние на них инфракрасного облучения. *Целью* данной работы является разработка технологии отверждения полимерных покрытий на основе термореактивных олигомеров терморадиационной обработкой с применением высокотемпературных источников — зеркальных ламп накаливания, позволяющих сократить время термической обработки и отверждения покрытия в 4...8 раз в сравнении с обычным методом температурно-временного отверждения.

Методика исследований

Основная особенность процесса облучения изделий и покрытий из полимерных композиций с помощью генераторов инфракрасного излучения состоит в том, что благодаря электромагнитным волнам инфракрасные лучи проникают на определенную глубину и приводят молекулы и надмолекулярные образования в колебательное движение. Экспериментально доказано, что в подобных случаях под влиянием терморадиационного облучения на поверхности покрытий создается определенная ориентация молекул, которая отражается на структуре облучаемого покрытия. Эффективность облучения полимерных покрытий и изделий зависит от ряда условий.

Так как полимерные материалы обладают низкой теплопроводностью, то при их облучении температура на их поверхности гораздо выше, чем в глубине материала. Отсюда следует первое условие: для отверждения полимерного покрытия по всему объему требуется либо длительное время облучения, либо оптимальное соотношение плотности облучения и длительности процесса, что определяется техническими параметрами источника излучения и толщиной покрытия.

Второе условие, связанное со спецификой терморадиационного излучения, заключается в необходимости предварительного определения характера облучения полимерного покрытия и условий относительного расположения детали и источника излучения.

При расчете режимов инфракрасного облучения и подбора оборудования важно учесть, что полимерные материалы пропускают инфракрасные лучи в основном с длиной волны $\lambda = 2{,}5...3{,}0$ мкм; излучения с бóльшим значением λ они поглощают.

Третье условие заключается в создании оборудования с учетом размеров обрабатываемых деталей (изделий). Четвертое условие – создание оборудования с учетом условий обработки изделия (статический и динамический процесс).

С учетом этих условий для исследования влияния терморадиационной обработки полимерных материалов авторами была разработана лабораторная инфра-

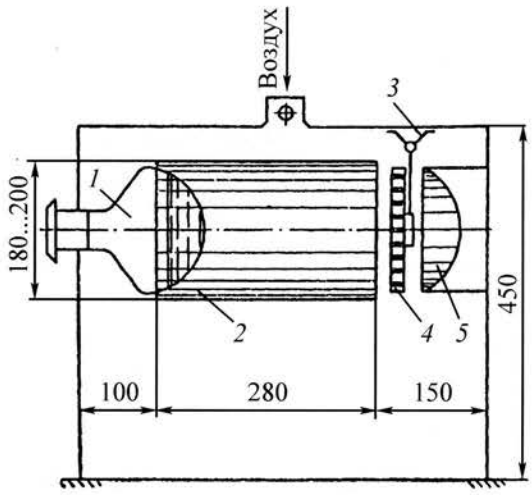


Рис. 1. Установка для инфракрасного облучения полимерных покрытий:
1 – источник ИК-излучения; *2* – гильза с зеркальной поверхностью; *3* – блок крепления обрабатываемых деталей; *4* – деталь; *5* – отражатель

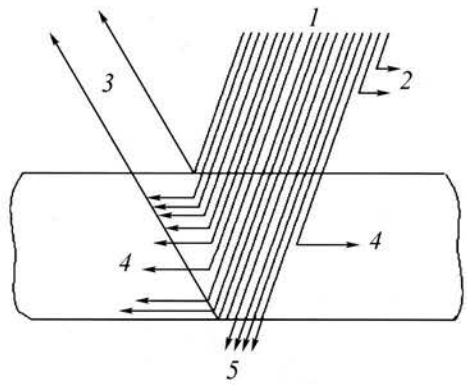


Рис. 2. Схема действия инфракрасных лучей:
1 – испускаемые лучи; *2* – рассеиваемые лучи; *3* – отраженные лучи; *4* – поглощенные лучи; *5* – проходящие лучи

красная установка с цилиндрическим экраном и отражателем (рис. 1). В качестве излучателя использовали ламповый генератор *инфракрасного* (ИК) излучения низкой энергии при температуре до 573 К.

Установка состоит из излучателя *1* на 250 Вт, гильзы *2* с зеркальной поверхностью, блока крепления *3*, облучаемых изделий с полимерным покрытием и алюминиевого параболического отражателя *5*. Напротив гильзы цилиндров двигателя КАМАЗ, играющую роль экрана, устанавливают генератор инфракрасного излучения мощностью 250 или 500 Вт с зазором между стенкой цилиндра и боковой поверхностью генератора s = 1,0...1,5 мм. Напротив другого (противоположного) конца цилиндрического экрана устанавливают полированный алюминиевый параболический отражатель *5* так, чтобы оси отражателя и экрана находились на одном уровне. Между гильзой *2* и отражателем *5* подвешивают облучаемое изделие.

В зависимости от конфигурации и размеров обрабатываемой детали, толщины покрытия и состава композиции расстояние между излучателем и деталью регулируется, благодаря чему можно установить соответствующее значение плотности лучистого потока.

Обсуждение результатов исследований

Терморадиационное облучение широко применяют для интенсификации химических реакций [1, 2]. Основными характеристиками инфракрасного излучения, влияющими на длительность процесса отверждения, структуру и свойства покрытия, являются: мощность источника терморадиационного излучения, длина волны излучения и расстояние от поверхности источника излучения до обрабатываемой поверхности и время облучения. Определение и целенаправленное применение режимов терморадиационного воздействия позволит управлять всеми стадиями формирования свойств полимерной композиции.

Для реализации этих предпосылок авторами разработан технологический способ воздействия инфракрасных лучей на расплав полимерной композиции на основе термореактивных олигомеров.

В качестве полимерного связующего была выбрана смесь эпоксидной смолы ЭД-16 и акриловой пластмассы АСТ-Т. Эластофицирующим агентом служил герметик 6Ф. В зависимости от требуемой толщины покрытия в качестве наполнителя в композицию вводили различные металлические и минеральные порошки и оксиды металлов.

Независимо от природы полимерной матрицы, вида и концентрации ингредиентов терморадиационная обработка полимерных покрытий позволяет повысить физико-механические, деформационно-прочностные, адгезионные и эксплуатационные свойства.

Схемы действия инфракрасных лучей и нагрева полимерного покрытия представлены на рис. 2 и 3.

На рис. 4 приведены результаты облучения инфракрасной лампой пластин толщиной h = 1 мм из алюминия и малоуглеродистой стали, покрытых композицией, наполненных чугунным порошком в количестве 120 мас. ч. (кривые *1* и *2*) и без наполнителя (кривые *3* и *4*). Пластины с наполненным покрытием нагрелись сильнее, чем с покрытием без наполнителя. Это можно объяснить тем, что покрытие из наполненной композиции поглотило бóльшую часть лучистого потока, поскольку композиция имеет темный цвет и пластины нагреваются в основном за счет теплопроводности. Покрытие без наполнителя более прозрачно, оно имеет значительный коэффициент отражения и малый коэффициент поглощения, поэтому в данном случае интенсивность нагрева контрольных пластин значительно ниже, она определя-

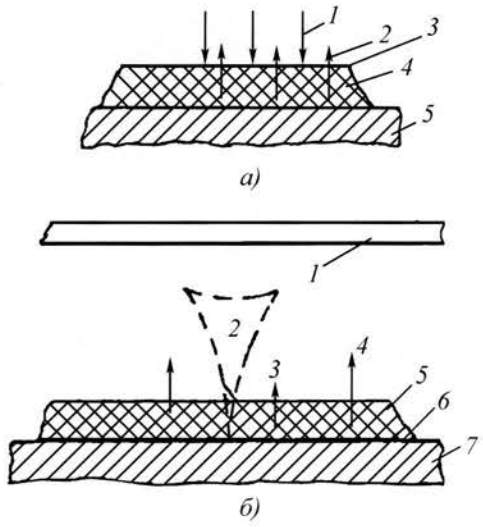


Рис. 3. Схемы нагрева полимерного покрытия ИК-лучами при отверждении:
а — при конвективной теплопередаче (*1* — тепловой поток от воздуха к покрытию; *2* — направление частиц растворителя; *3* — высохшая пленка покрытия; *4* — покрытие; *5* – металлическая поверхность); *б* – при терморадиационной теплопередаче (*1* – излучатель; *2* — тепловой поток от излучателя, поглощенный металлом; *3* — тепловой поток в слой покрытия от нагретого металла; *4* – направление движения частиц пластификатора и растворителя; *5* – покрытие; *6* – высохшая пленка покрытия; *7* — металлическая поверхность)

ется только коэффициентом поглощения. Алюминиевая пластина бóльшую часть потока инфракрасных лучей отражает, повышение температуры происходит медленнее. Именно по этой причине процесс полимеризации (отверждения) начинается на границе раздела фаз основа–покрытие [3].

При определенных дозах, интенсивности и длительности облучения износ покрытий уменьшается, что объясняется выделением низкомолекулярных продуктов, выполняющих роль твердой смазки при трении, а также изменением свойств покрытия.

Терморадиационную обработку покрытий из эластофицированных композиций на основе ЭД-16 и АСТ-Т проводили облучением поверхности покрытия ИК-лампой накаливания с длиной волны 1...2 и 3...4 мкм. Как показал анализ полученных экспериментальных данных, микротвердость H_μ и износ U облученных ИК-излучателем полимерных покрытий зависят от продолжительности воздействия и температуры, причем эти зависимости носят экстремальный характер и описываются уравнением второго порядка. Микротвердость с увеличением продолжительности и температуры облучения растет, но при достижении определенных значений параметров (τ = 10...15 мин, T = 393...403 К) рост микротвердости прекращается. При дальнейшем увеличении τ и T наблюдается падение микротвердости; при этом интенсивность снижения значительно выше интенсивности роста. Износ покрытий при тех же значениях τ и T сначала падает, а затем резко возрастает. Экстремальными точками при этом являются те же точки, что и для микротвердости: τ = 10...15, T = 393...493 К.

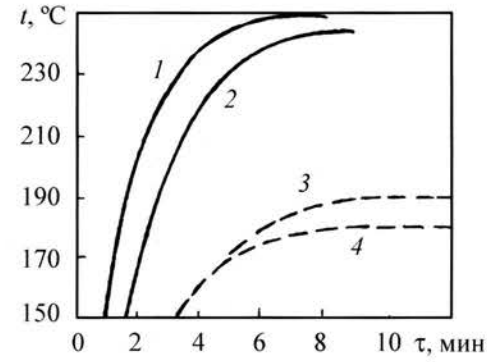


Рис. 4. Кривые радиационного нагрева лампой мощностью 500 Вт эпоксидных композиций с наполнителем и без него:
1, *2* — композиция с металлическим наполнителем на алюминиевой и стальной основе соответственно; *3*, *4* — ненаполненная композиция на стальной и алюминиевой основе соответственно

Для обработки покрытий из композиций эластофицированных термореактивных олигомеров (ЭД-16 и АСТ-Т) ИК-лучами можно рекомендовать следующий режим: температура поверхности детали 393 К, время обработки 10...15 мин, расстояние между облучаемой поверхностью и источником излучения 130...150 мм. При указанных параметрах режима микротвердость повышается в 1,5 раза, а износ уменьшается вдвое.

Инфракрасное облучение и самих эпоксидных смол, и акрилопластов, и их смеси с добавлением герметика повышает прочностные характеристики. При этом, как для микротвердости и износа, эти изменения носят экстремальный характер, т.е. сначала исследуемые параметры растут и после достижения максимального значения начинают падать. Интенсивность снижения этих параметров с увеличением продолжительности облучения значительно меньше, чем снижения твердости и увеличения износа, при одинаковом временном интервале.

Терморадиационная обработка эпоксидных и акриловых пластиков (как в чистом виде, так и в смеси) независимо от состава в интервале температур 353...413 К повышает прочность их сцепления со всеми видами испытуемого материала основы. Равновесное значение прочности сцепления A достигается уже в первые 5...10 мин облучения. Дальнейшее увеличение продолжительности облучения (до 25...30 мин) мало влияет на значение A.

Прочность сцепления полимерных композиций улучшается, если температура в зоне контакта не ниже температуры стеклования, поэтому поверхность основы после первого обезжиривания также подвер-

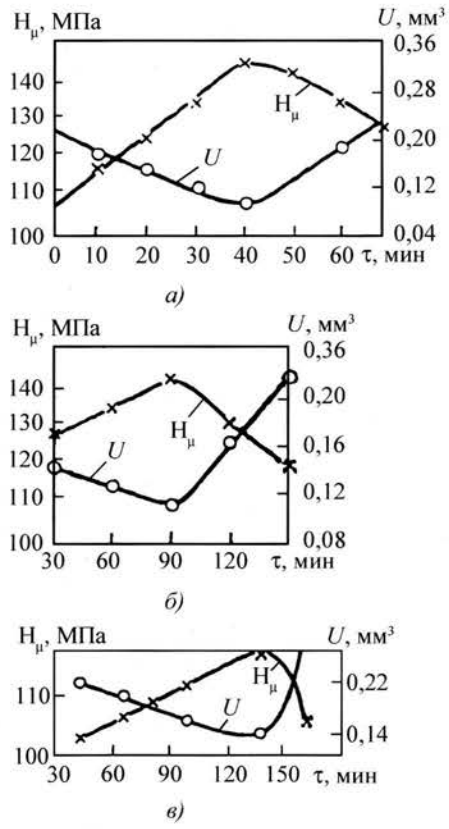


Рис. 5. Влияние продолжительности τ терморадиационной обработки на микротвердость H_μ и износ U эластофицированных эпоксидных композиций, наполненных чугунным порошком (*а*), алюминиевой пудрой (*б*) и диоксидом титана (*в*)

гают инфракрасному облучению. Эффективность этого приема обусловлена возможностью увеличения температуры поверхности детали в большей степени, чем температуры поверхности полимера, поэтому процесс полимеризации на поверхности раздела фаз начинается быстрее и проходит более ускоренно, чем в самом полимерном покрытии.

Сочетание обоих методов позволяет значительно ускорить процесс формирования покрытия и повысить прочность сцепления. Кроме того, предварительное облучение поверхности детали позволяет снизить температуру отверждения покрытия и продолжительность процесса полимеризации, в результате чего увеличивается производительность процесса формирования покрытия.

При исследовании распределения температуры на поверхности облучения полимерного покрытия, облучаемых инфракрасной лампой мощностью 250 Вт, которая расположена на расстоянии 260 мм от поверхности покрытия, была установлена неравномерность температурного поля. В центре освещенного круга температура была равна 415 К (точка *А*), а по мере удаления от центра она снижалась следующим образом: при радиусе 21 мм (точка *Б*) – 396 К, 40 мм

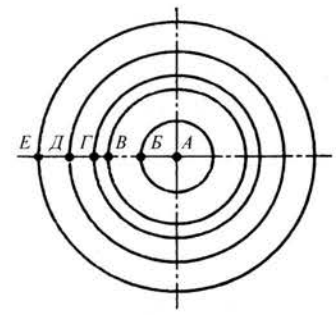


Рис. 6. Распределение тепловой энергии при терморадиационной обработке полимерной пленки

(точка *В*) – 362 К, 48 мм (точка *Г*) – 371 К, 68 мм (точка *Д*) – 360 мм, 79 мм (точка *Е*) – 349 К (рис. 6).

Установлено, что плотность потока излучения зависит от энергетического КПД инфракрасного излучателя и плотности потока излучения инфракрасных установок, составляющей 0,2...2 Вт/см^2. Для каждого конкретного случая существуют оптимальные расстояния между излучателями и облучаемыми поверхностями.

При длительном облучении полимерных изделий происходит большее уплотнение молекул. На глубину более 1 мм проникает лишь незначительная доля энергии, излучаемая источником.

Световая отдача инфракрасных ламп составляет около 1/3 световой отдачи обыкновенной электрической лампы: 80...90 % электроэнергии в них преобразуется в энергию излучения.

В технологическом процессе использования ИК-излучения важен выбор оптимальной плотности потока излучения. Она зависит от температуры излучателя, расстояния между источником излучения и изделием, характера и конфигурации облучаемой поверхности, а также расстояния между излучателями. Чем меньше это расстояние, тем наиболее эффективны инфракрасные установки с регулируемой длиной волны излучения. От этого параметра зависит экономичность и эффективность используемой энергии.

При выборе режима ИК-облучения существенна не только толщина стенок, но также габаритные размеры и конфигурация деталей. От них зависит мощность излучателей, время облучения и расстояние до излучателя. Эксперименты показали, что после обработки испытуемые образцы следует охлаждать на воздухе при температуре не ниже 293 К.

Структура и свойства отвержденного полимерного покрытия, достигаемые в результате ИК-обработки, зависят от времени облучения при заданных температуре и скорости охлаждения. Максимум пропускания соответствует электромагнитным волнам длиной λ = = 1...2 мкм, а минимум –λ = 3...4 мкм [5].

Степень поглощения лучистой энергии полимерным покрытием зависит от толщины покрытия и наличия ингредиентов в составе композиции.

Одним из преимуществ рассматриваемого метода является способность некоторых источников излучения обеспечить равномерную обработку полимерных изделий благодаря высокой проникающей способности лучей. Равномерное облучение обеспечивает гомогенную рекристаллизацию поверхностных слоев облучаемого полимерного покрытия. В деталях машин с полимерным покрытием в узлах подшипников это имеет особое значение.

В начальный период облучения покрытия основная часть тепловой энергии при его отверждении расходуется на испарение растворителя и пластификатора, у которых полоса максимальной прозрачности находится в том же участке спектра, в котором генерируется максимум энергии лампы накаливания.

Такой механизм теплопередачи при ИК-облучении в корне отличается от механизма конвективного теплопереноса, при котором нагрев пленки направлен снаружи вовнутрь, т.е. температурный градиент направлен навстречу градиенту влажности и движению частицы растворителя и пластификатора, замедляя их испарение [3].

Кроме того, образование поверхностной корочки также препятствует высыханию внутренних слоев.

Облучение поверхности полимерного покрытия инфракрасной лампой накаливания, которая генерирует максимум энергии на волнах, проходящих сквозь слой покрытия почти без потерь, изменяет распределение температур. Покрытие нагревается только за счет тепла, отдаваемого подложкой [4, 5], следовательно, температурный градиент направлен в том же направлении, что и градиент влажности, что способствует быстрому удалению растворителя и пластификатора. После удаления растворителя и пластификатора из композиции вся освободившаяся энергия лучевого потока перераспределяется, и температурный градиент в этом случае направлен на частицы наполнителя (для наполненных композиций) и на макромолекулы композиции, ускоряя процесс структурообразования. При этом необходимо отметить, что предварительный нагрев частиц наполнителя и полимерной матрицы интенсифицирует процесс взаимодействия частиц наполнителя с полимерным связующим и повышает адгезионную прочность композиции. Такое ступенчатое действие лучистой энергии на полимерное покрытие при ИК-облучении его поверхности снижает внутреннее напряжение и повышает предел прочности покрытия.

Радиационное отверждение термореактивных олигомеров улучшает и качество покрытия. Показательной характеристикой плотности и однородности структуры покрытия является его водостойкость, определяемая продолжительностью выдержки контрольных образцов в воде.

При испытании покрытий на водостойкость учитывают только способ отверждения. Установлено, что на поверхности пленки, отвержденной только с конвективной теплопередачей, уже в конце первых суток появляется сплошная мелкая сыпь. На покрытии, отвержденном облучением, только после 8 сут обнаружен один небольшой участок, пораженный сыпью.

Таким образом, с помощью лампы радиационного излучения, изменяя расстояние между облучаемой поверхностью и излучателем и интенсивность излучения, можно отвердить полимерное покрытие на крупногабаритных изделиях.

Выводы

1. Исследования показали, что ускорение процесса отверждения полимерных покрытий при инфракрасном облучении зависит от материала, его цвета и физико-механических характеристик металлической основы, типа и количества ингредиентов композиции и толщины покрытия. Покрытия светлых тонов, отражающие часть ИК-лучей, отверждаются медленнее, чем покрытия темного цвета.

2. Введение в покрытие чугунного и железного порошков, графита ускоряет отверждение полимера, а алюминиевая и бронзовая пудры, оксид алюминия, карбид кремния и другие светлые порошки замедляют этот процесс. При этом физико-механические и прочностные свойства композиций остаются более высокими, чем при отверждении с конвективной теплопередачей.

3. Воздух – почти полностью прозрачная для ИК-лучей среда, и при радиационном нагреве деталей с полимерным покрытием, особенно крупногабаритных корпусных деталей, исключает помещение их в закрытые камеры. Если терморадиационную лампу баллонного типа поставить на расстоянии 200...250 мм от поверхности деталей с полимерным покрытием на открытой площадке, то через несколько минут температура воздуха между ними повышается на 283...288 К, а температура поверхности покрытия – до 363...368 К.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Долгополов Н.Н.** Электрофизические методы в технологии строительных материалов. М.: Стройиздат, 1984. 312 с.

2. **Евдокимов Ю.А.** Прогнозирование качества полимерных покрытий // Инженерная механика полимеров и применение пластмасс в промышленности. Тбилиси: Мецниереба, 1989. С. 137–145.

3. **Интенсификация** ремонта оборудования с применением модифицированных акриловых композиций / А.С. Жиляк и др. Харьков: УкрНИИНТИ, 1970. 29 с.

4. **Жердев Ю.В.** Влияние наполнителя и его поверхностной обработки на отверждение термореактивных полимерных материалов. М.: Информэлектро, 1974. 31 с.

5. **Ивков Ю.А., Воскресенский А.М.** Прогнозирование качества тонкослойных пористых полимерных пластин, полученных полимерным спеканием. Л.: ЛДНТП, 1976. С. 170.

С.Н. Григорьев, Е.А. Курандо *(МГТУ "СТАНКИН")*,
П.Н. Филатов, В.А. Темников *(ММПП "Салют")*

Особенности технологического процесса и оборудования для комбинированного вакуумно-плазменного упрочнения протяжного инструмента

Рассмотрены вопросы повышения износостойкости протяжного инструмента за счет комбинированного упрочнения, включающего азотирование и нанесение покрытия (Ti, Nb, Al)N. Подробно описаны конструкция и принцип работы оборудования для комбинированного упрочнения. Результатами производственных испытаний (на примере протягивания елочных пазов в дисках турбин из сплава ХН62БМКТЮ) показано, что комбинированное упрочнение протяжек по предлагаемым схеме и режимам позволяет в 2...4 раза повысить их стойкость в сравнении с неупрочненными.

The problems of the wear resistant increase of broaching tool thanks to combined strengthening included nitration and coating (Ti, Nb, Al)N are considered. In detail the construction and the functioning principle of the equipment for combined strengthening are described. Results of the factory testing (by the example of broaching work of fir-tree root in turbine disks of alloy ХН62БМКТЮ) is considered, that the combined strengthening of broaches according to the suggested layout and conditions allows to raise their resistance in 2...4 times in comparison with not strengthened tool.

В современном машиностроении особое внимание необходимо уделять повышению качества режущего инструмента, от которого во многом зависят производительность и материалоемкость механообрабатывающего производства, а также качество изготовляемых деталей. Даже при использовании самого прогрессивного станочного оборудования при несоответствующем качестве инструмента невозможно достичь высоких технико-экономических показателей процесса обработки. Практика показывает, что в механообрабатывающем производстве до 70 % общего количества брака выпускаемых деталей обусловлено недостаточным качеством инструмента. При этом расходы на инструмент могут составлять до половины общих затрат на механическую обработку деталей. В первую очередь это относится к тем операциям, где используют чрезвычайно сложный и дорогостоящий металлообрабатывающий инструмент – протяжки, червячные фрезы и др. Роль металлообрабатывающего инструмента еще больше возрастает при изготовлении деталей из коррозионно-стойких и жаропрочных сталей и сплавов, широко применяющихся в авиационной промышленности благодаря своим высоким эксплуатационным показателям. Однако наряду с этим указанные материалы характеризуются низкой обрабатываемостью, которая связана с их высокой прочностью, низкой теплопроводностью и др.

Одной из наиболее сложных операций при производстве деталей авиадвигателей является протягивание замковых соединений дисков турбин – профилей типа "елка" и "ласточкин хвост", которые должны иметь высокую точность линейных, угловых размеров и малую шероховатость сопрягаемых поверхностей. В таких условиях от режущего инструмента требуется целый комплекс порой противоречивых свойств – высокие твердость, прочность и теплостойкость, низкое сродство с материалом заготовки и т.д.

Сегодня одним из наиболее эффективных и достаточно универсальных средств улучшения свойств режущего инструмента широкой номенклатуры является нанесение износостойких покрытий на основе нитридов, карбонитридов и оксидов тугоплавких металлов вакуумно-плазменными методами – магнетронным распылением, вакуумно-дуговым испарением и др. [1]. Их применение в зависимости от условий эксплуатации режущего инструмента позволяет увеличить его стойкость в 2...6 раз. Однако при эксплуатации инструмента в условиях действия повышенных теплосиловых нагрузок, которыми, в частности, характеризуется операция протягивания жаропрочных сплавов, традиционно применяемые покрытия типа (Ti, N) и (Ti, Al, N) не оказывают существенного влияния на стойкость инструмента. Эксплуатационные испытания протяжного инструмента из быстро-

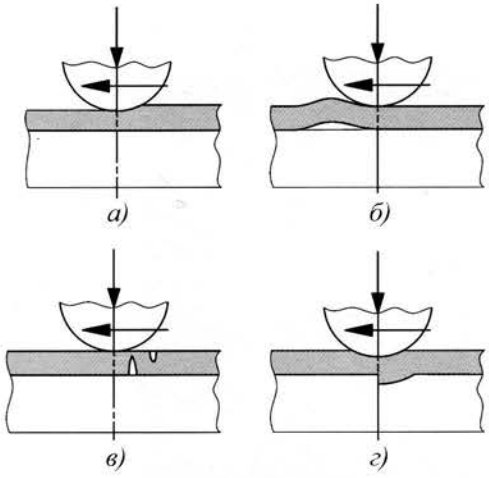


Рис. 1. Схемы разрушения износостойких покрытий в процессе эксплуатации инструмента:
а – износ покрытия; *б* – отслаивание покрытия; *в* – хрупкое разрушение покрытия (поверхностные и глубинные трещины); *г* – пластическая деформация покрытия

режущих сталей с покрытием (Ti, N) показывают, что при резании жаропрочных сплавов помимо традиционного (прогнозируемого) разрушения покрытий – нормального изнашивания (рис. 1, *а*) – часто происходят непрогнозируемые виды разрушения – отслаивание (рис. 1, *б*), хрупкое разрушение (рис. 1, *в*) и пластическая деформация (рис. 1, *г*).

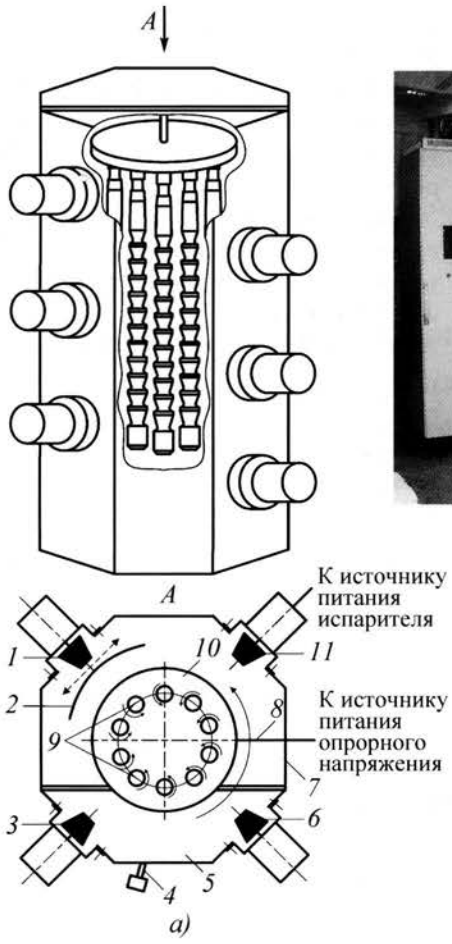
Помимо особых физико-механических характеристик жаропрочных сплавов и стесненных условий схода стружки при протягивании, преждевременному разрушению покрытий способствует следующее обстоятельство. Поскольку износостойкие покрытия и быстрорежущая основа имеют различающиеся физико-механические и теплофизические свойства (твердость, модуль упругости, коэффициент термического расширения), то между ними существует четкая граница раздела. Это способствует образованию в покрытии высоких остаточных напряжений, что в свою очередь приводит к снижению прочности сцепления покрытия с инструментальной основой, которая является наиболее важным условием успешной эксплуатации режущего инструмента с износостойким покрытием. Нивелировать этот эффект можно созданием между инструментальной основой и покрытием промежуточного переходного слоя, повышающего сопротивление режущего клина инструмента с покрытием действующим нагрузкам. Эффективным методом формирования такого слоя является ионное азотирование. Для ионного азотирования и последующего нанесения покрытия (комбинированного упрочнения) целесообразным является применение оборудования на базе вакуумно-дугового разряда, с помощью которого за один технологический цикл без перегрузки обрабатываемых инструментов можно реализовать все этапы обработки.

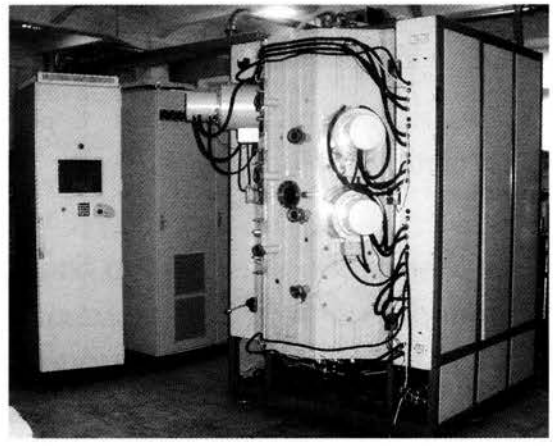
Для высококачественной обработки протяжного инструмента, длина которого достигает 1200 мм, в МГТУ "СТАНКИН" была разработана и практически реализована специализированная установка серии "СТАНКИН–АПП" (рис. 2), которая в настоящее время успешно используется на ММПП "Салют" для упрочнения протяжек и другого крупногабаритного инструмента. Технические характеристики установки "СТАНКИН–АПП-2" приведены ниже:

Размеры рабочей камеры, мм:	
диаметр вписанной окружности	800
высота	1600
Число испарителей	6–12
Диапазон плавного регулирования частоты вращения стола (в обе стороны), мин$^{-1}$	0...12
Длительность цикла упрочнения инструмента, ч	1,0...2,5
Скорость осаждения покрытия (нитрида титана), мкм/ч	5...40
Номинальный ток источника напряжения смещения, А	30
Диапазон плавного регулирования напряжения смещения, В	0...1200
Потребляемая мощность, кВт	60
Напряжение питающей сети, В	380/220±5 %
Входное давление сжатого воздуха, МПа	0,4...0,6
Остаточное давление в камере, Па	$6{,}65\cdot10^{-3}$
Расход охлаждающей воды, м^3/ч, не более	2
Система управления	Программируемый логический контроллер под управлением системы Pentium 4 с Windows 2000

Ионное азотирование и нанесение покрытий осуществляются в вакуумной камере *7*, изготовленной из аустенитной хромоникелевой стали и выполненной в виде восьмигранной призмы. Через боковую дверь *5* осуществляют загрузку изделий в камеру. Испарение металла (материала катода) и его ионизацию проводят с помощью токоподводящих электродов (вакуумно-дуговых испарителей *3, 1*). Протяжной инструмент крепят на поворотной подвеске *10*, которая приводится в движение механизмом вращения *8*. Подвеска имеет 12 позиций для установки сателлитов и крепления оснастки с инструментами *9*. Вращение подвески и сателлитов обеспечивает вращение каждого из инструментов вокруг своей оси и оси подвески (планетарное вращение). Вакуум создают с помощью системы, содержащей механический, форвакуумный и диффузионный насосы, а также комплект вакуумных затворов и клапанов. Для формирования в рабочем объеме установки заданного объемного соотношения и суммарного давления реакционной смеси газов используют трехканальную систему газонапуска.

Установка имеет перемещаемую заслонку *2* с пневмоприводом и системой коммутации источников питания дуговых испарителей с источником опорного





б)

Рис. 2. Принципиальная схема (*а*) и общий вид (*б*) установки "СТАНКИН–АПП-2" для комбинированного вакуумно-плазменного упрочнения длинномерных инструментов

напряжения. В зависимости от положения заслонки и коммутации источников в установке могут быть реализованы различные варианты вакуумно-плазменной обработки инструмента – ионами металла и ионами газа. Режиму обработки ионами металла, при котором происходит бомбардировка поверхности инструмента и (или) осаждение износостойких покрытий, соответствует открытое положение заслонки. Когда заслонка закрыта, в рабочий объем камеры микрокапли, атомы и ионы металлов не проникают, а только их электроны, которые, перемещаясь под действием электрического поля к дополнительному аноду, ионизируют газ в рабочем пространстве камеры. Таким образом образуется не содержащая металлических частиц газовая плазма, которую используют для очистки образцов перед нанесением покрытий. В этом случае в качестве дополнительного анода применяют катод испарителя *6*. Для контроля температуры на поверхности инструмента в процессе обработки установка оснащена инфракрасным пирометром *4*.

На рис. 3 представлена схема технологического процесса комбинированного упрочнения протяжного инструмента, применяющаяся на производстве. Технологический процесс включает в себя три этапа: I – входной контроль и подготовка протяжек (осуществляется до загрузки инструмента в камеру вакуумной установки); II – очистка протяжек, ионное азотирование и нанесение покрытия; III – аттестация протяжек.

Проведенные эксперименты по ионному азотированию различных инструментов из быстрорежущих сталей в плазме вакуумно-дугового разряда показали, что использование при азотировании азотоаргоновых газовых сред разного состава позволяет получать слой с определенным и фазовым составом, толщиной и микротвердостью, необходимыми для конкретных условий эксплуатации инструмента [2]. Было установлено, что увеличение процентного содержания азота в газовой смеси с аргоном ведет к росту поверхностной микротвердости азотированного слоя, но при этом толщина формируемых слоев уменьшается (таблица). Следует отметить, что указанная тенденция сохраняется и при изменении других режимов азотирования – температуры и времени. Это связано с тем, что при азотировании в газовой смеси с высокой концентрацией азота (выше 70 %) на поверхности образуется значительное количество высокотвердых нитридных фаз (или сплошной нитридный слой), которые препятствуют диффузии азота от поверхно-

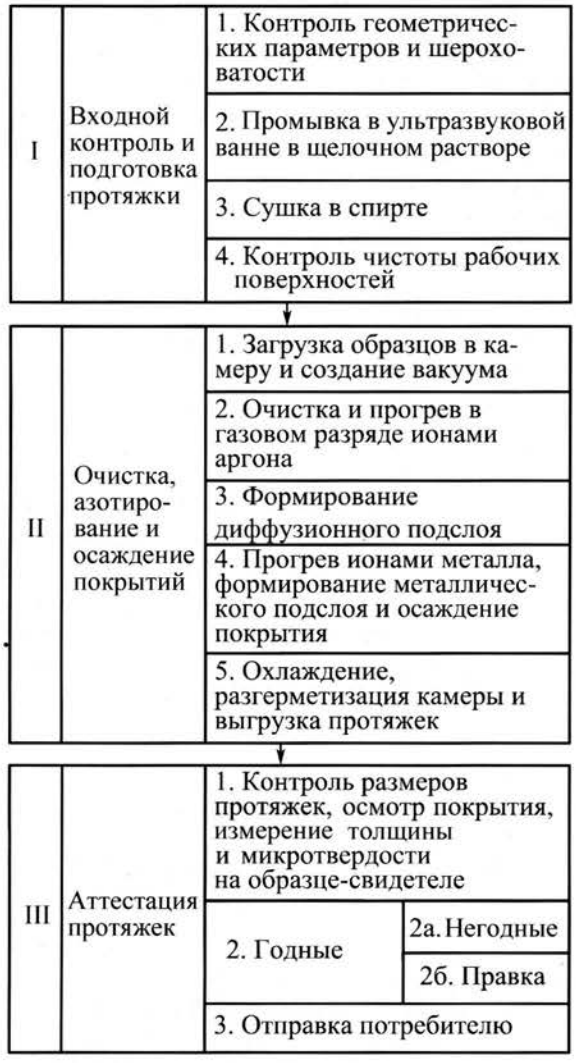


Рис. 3. Типовой технологический процесс комбинированного упрочнения протяжек из быстрорежущей стали

сти к сердцевине. Исследования показали, что наибольшую работоспособность при нагрузках, возникающих при протягивании труднообрабатываемых материалов, имеет слой, азотированный в газовой среде, содержащей 40 % N_2 и 60 % Ar.

При реализации технологии комбинированного упрочнения инструмента важной задачей является выбор состава износостойкого покрытия. На основе анализа результатов лабораторных испытаний покрытий разных составов в условиях, максимально приближенных к условиям протягивания, было установлено, что повышенную работоспособность имеет сложнокомпозиционное покрытие (Ti, Nb, Al)N со следующим процентным содержанием легирующих компонентов: Ti – 40 %; Nb – 40 %; Al – 10 %; (Cr+Fe+Zr) – 10 %.

Эффективность описанных выше принципов комбинированного упрочнения инструмента была подтверждена в реальных производственных условиях в процессе решения задачи повышения стойкости протяжек из порошковых быстрорежущих сталей при обработке пазов елочного профиля в дисках турбин из жаропрочного никелевого сплава ХН62БМКТЮ (ЭП742). Проблема повышения стойкости инструмента при координатном протягивании актуальна при производстве деталей авиадвигателей. Это связано с тем, что в случае, если отказ протяжки происходит в процессе обработки диска (до окончания обработки последнего из пазов), это приводит к браку всего диска, являющегося очень дорогостоящим изделием.

Влияние состава газовой смеси на толщину и микротвердость азотированного слоя (время азотирования 50 мин)

Концентрация N_2 в газовой смеси с Ar	Температура азотирования, °С	Микротвердость слоя, ГПа	Толщина слоя, мкм	
			эффективная	общая
10	420	10,0	70	450...500
20		10,0	30...40	200...250
40		10,3	25...30	180...210
60		10,4	15...22	160...200
80		10,6	10...15	150...180
100		11,2	8	80...90
10	510	10,8	175	450
20		11,2	90...100	300...350
40		11,1	85	450...500

На основе экспериментального изучения влияния режимов комбинированного упрочнения на изнашивание поверхностного слоя протяжек была построена математическая модель [3]. Эта модель позволила установить оптимальные для заданных условий эксплуатации инструмента режимы, обеспечивающие максимальную работоспособность инструмента из стали Р6М5К5-МП при протягивании елочных пазов в материале ХН62БМКТЮ: концентрация азота в газовой смеси с аргоном – 40 %; напряжение смещения на режущем инструменте при азотировании – 210 В; время азотирования – 40 мин; напряжение смещения на режущем инструменте при нанесении покрытия – 230 В; давление азота – 0,4 Па; время нанесения покрытия (Ti, Nb, Al)N – 60 мин; ток дуги на катоде – 110 А.

Производственные испытания инструмента проводили при протягивании пазов в дисках турбин из сплава ХН62БМКТЮ. Использовали протяжки двух типов: 6177-1859, 6177-1860 (маркировка ММПП

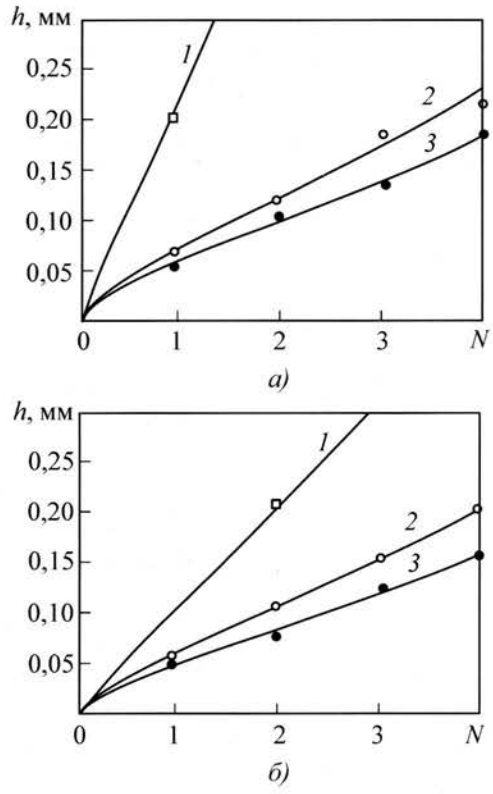


Рис. 4. Зависимость износа по задней поверхности *h* елочных протяжек длиной 650 (*а*) и 400 мм (*б*) от числа протянутых дисков *N*: *1* – исходная; *2* – с азотированием и покрытием (Ti, Nb, Al)N после переточки по передней поверхности; *3* – с азотированием и покрытием (Ti, Nb, Al)N

"Салют") длиной L = 650 мм из стали Р6М5К5-МП; 6177-1861, 6177-1862 длиной L = 400 мм из стали Р12М3К5Ф2-МП.

Стойкость исходных протяжек (без обработки) и протяжек, прошедших комбинированное упрочнение в соответствии с разработанными технологическими рекомендациями, оценивали как количество обработанных дисков турбины (в одном диске число пазов составляло 90). Максимальный износ по задней поверхности, принятый в качестве критерия отказа инструмента, составлял 0,2 мм. Размер изношенной площадки определяли с помощью микроскопа отсчетного типа МПБ-2 с ценой деления 0,05 мм. Испытания проводили на станке СПС-40 со скоростью резания v = 1,2...2 м/мин. Результаты производственных испытаний приведены на рис. 4.

Анализ результатов производственных испытаний показывает, что предлагаемый технологический процесс комбинированного упрочнения является эффективным средством повышения износостойкости дорогостоящего протяжного инструмента. Комбинированное упрочнение позволило повысить износостойкость протяжек двух разных типов в 2...4 раза по сравнению с исходным инструментом и протягивать гарантированно по четыре диска. Стойкость инструмента, прошедшего комбинированное упрочнение, после переточки по передней поверхности оставалась высокой.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Григорьев С.Н., Волосова М.А.** Нанесение покрытий и поверхностная модификация инструмента: учеб. пособие. М.: ИЦ МГТУ "Станкин", Янус-К, 2007. 324 с.

2. **Федоров С.В., Климов В.Н., Черкасов П.М.** Особенности формирования азотированного слоя и его роль при комбинированной обработке быстрорежущего инструмента в плазме вакуумно-дугового разряда // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 9. С. 49–53.

3. **Григорьев С.Н., Полканов Е.Г., Курандо Е.А.** Применение методов математического моделирования для оптимизации процесса вакуумно-плазменной обработки и режимов эксплуатации режущих инструментов // Матер. межрег. науч.-техн. конф. "Информационные технологии в экономике, науке и образовании". Бийск: АГТУ, БТИ. 2004. С. 95–102.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г., Хина Б.Б. Научные и технологические принципы получения механически легированных дисперсно-упрочненных материалов.

Указатель статей, опубликованных в нашем журнале в 2007 году.

УДК 621.793

О.П. Реут, В.В. Саранцев *(Белорусский Национальный технический университет, Минск),*
Б.Б. Хина *(Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск),*
Л.В. Маркова *(Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск)*

Применение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и электроискровой обработки для нанесения композиционных покрытий

Разработана технология нанесения композиционных покрытий (КП) на основе карбида титана с применением самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и электроискровой обработки (ЭИО). Показано, что использование комбинации ЭИО и СВС позволяет уменьшить энергозатраты в сравнении с технологией электроискрового легирования за счет использования теплоты химической реакции, выделяющейся в предварительно нанесенном слое порошковой шихты Ti–C–Ni. Определена закономерность формирования КП на основе карбида титана комбинированным методом ЭИО и СВС. В частности, показано, что зерна упрочняющей фазы (карбида титана) кристаллизуются из многокомпонентного расплава в результате протекания гетерогенной реакции Ti + C → TiC.

The technology of producing composite coatings (CC) based on titanium carbide using self-propagating high-temperature synthesis (SHS) and electrospark discharge processing (EDP) is developed and researched. It is demonstrated that the combination of SHS and EDP permits decreasing energy consumption in comparison with electrospark discharge alloying due to the heat of an exothermal reaction that takes place in a preliminary deposited powder layer Ti–C–Ni. The mechanism of coating formation during this combined process is determined; in particular. It is shown that the strengthening-phase particles (titanium carbide) precipitate from a multicomponent melt due to heterogeneous reaction Ti + C → TiC.

Введение

Ровно 40 лет назад под руководством А.Г. Мержанова было открыто явление "твердого пламени", а на его основе создан уникальный метод *самораспространяющегося высокотемпературного синтеза* (СВС). После однократного локального инициирования волна горения движется по реакционной шихте со скоростью до 15 см/с с обильным выделением тепловой энергии, которое разогревает синтезируемое вещество в зоне реакции до высокой температуры [1]. Одновременно начали развиваться несколько прикладных направлений использования СВС: получение порошков [2], спекание изделий из экзотермических реагентов [3], а также технологий прямого получения материалов и изделий: силовое СВС-компактирование (СВС-экструзия [4] и СВС-прессование [3]), центробежное СВС-литье [5], селективное лазерное спекание и т.д. Также разрабатывают технологии нанесения покрытий, использующие теплоту СВС-реакций.

СВС-покрытия

СВС-покрытия получают нанесением слоя на поверхность изделия как при протекании СВС непосредственно на изделии, так и при использовании расходных СВС-материалов: порошков, электродов, катодов. К первой группе технологий относятся СВС-наплавка [6], центробежная СВС-наплавка [5, 6], газотранспортные СВС-покрытия [6, 7], СВС в тонких многослойных пленках [8]; ко второй группе – напыление СВС-порошков [9], электроискровое легирование электродами, полученными СВС-экструзией [10] и СВС-прессованием [11], вакуумное напыление с использованием катодов, полученных СВС-прессованием [12]. Одним из способов нанесения износостойких СВС-покрытий является комбинированная технология, объединившая достоинства СВС с *электроискровым легированием* (ЭИЛ).

Впервые идея объединить два известных процесса была предложена проф. Е.А. Левашовым (МИСиС) [13]. Этот метод получил название *термореакционное электроискровое упрочнение* (ТРЭУ). Суть ТРЭУ состоит в том, что электрический разряд определенной мощности инициирует локальную экзотермическую химическую реакцию между порошкообразными и (или) волокнистыми компонентами расходуемого электрода; при этом необходимо, чтобы реакция горения прекращалась после отрыва электрода от легируемой поверхности.

Особенности процесса СВС в сочетании с высокими механическими свойствами тугоплавких соедине-

ний позволяют создавать износостойкие покрытия. Для получения карбидотитановых покрытий на стальных изделиях с использованием метода СВС авторами было предложено на поверхность стального образца наносить суспензию из порошков Ti, C и Ni в цапонлаке и инициировать экзотермическую реакцию синтеза в этом слое внешним источником энергии с использованием электрода из инертного материала. Цапонлак необходим как для приклеивания слоя реагентов к основе, так и для уменьшения вероятности окисления порошков. При протекании СВС органическое связующее вещество и летучие примеси выгорают. Вещество электрода может частично переноситься на поверхность детали, но в отличие от метода ТРЭУ не принимает участия в экзотермических реакциях, а входит в состав покрытия как дополнительная инертная связка.

Термодинамические оценки СВС-наплавки

Термодинамическое моделирование широко используют при разработке и анализе СВС-процессов [14]. Поскольку быстрое формирование тугоплавкого карбида титана в рассматриваемой системе происходит по механизму растворения-кристаллизации [15, 16], то минимальной температурой, которой должен достичь поверхностный слой железа, чтобы обеспечить протекание СВС-процесса в системе "Fe-покрытие (Ti–C–Ni)", является его точка плавления $T_{m\,\mathrm{Fe}} = 1809$ K. Вследствие быстрого протекания реакции ролью теплоотвода в нижележащую область железа пренебрегаем.

Рассмотрим следующую модельную ситуацию. На поверхность железной пластины толщиной h_{Fe} нанесен слой смеси состава $(1 - x)(\mathrm{Ti} + \mathrm{C}) + x\mathrm{Ni}$ толщиной h_1, где $x = 0...0{,}6$ – массовая доля никеля; углерод (сажа) и порошок титана находятся в соотношении, соответствующем образованию стехиометрического карбида титана по реакции $\mathrm{Ti} + \mathrm{C} \rightarrow \mathrm{TiC}_{1,0}$, т.е. 20 % C + + 80 % Ti (здесь и далее % мас.). Теплота, выделяющаяся при экзотермической реакции, расходуется на нагрев самого слоя TiC + Ni и расплавление железа. Необходимо оценить максимальную толщину железной пластины h_{Fe}, которая может расплавиться при заданной толщине слоя Ti–C–Ni в адиабатических условиях, т.е. при отсутствии теплопотерь и теплоподвода извне; при этом конечная температура системы должна равняться температуре плавления железа $T_{m\,\mathrm{Fe}} = 1809$ K. Это эквивалентно предположению, что толщина пластины h_{Fe} заранее подобрана так, что она полностью расплавляется и экзотермическое взаимодействие протекает в режиме теплового взрыва.

Число молей образующегося карбида титана на единицу площади контакта обмазка–железо составит $n_{\mathrm{TiC}} = (1 - x)/\mu_{\mathrm{TiC}}$, а число молей никеля – $n_{\mathrm{Ni}} = x/\mu_{\mathrm{Ni}}$, где μ_i – молекулярная масса i-го вещества. Тогда уравнение баланса теплоты в данной системе в адиабатических условиях имеет вид

$$n_{\mathrm{TiC}}\left(\Delta H^{0}_{298\,\mathrm{TiC}} + \int_{298}^{T_{m\,\mathrm{Fe}}} c_{p\,\mathrm{TiC}}\,\mathrm{d}T\right) + \\ + n_{\mathrm{Ni}}\left[\int_{298}^{T_{m\,\mathrm{Ni}}} c_{p\mathrm{Ni}\,s}\,\mathrm{d}T + \Delta H_{m\mathrm{Ni}} + c_{p\,\mathrm{Ni}\,m}(T_{m\,\mathrm{Fe}} - T_{m\,\mathrm{Ni}})\right] + \quad (1) \\ + \frac{h_{\mathrm{Fe}}\rho_{\mathrm{Fe}}}{\mu_{\mathrm{Fe}}}\left(\int_{298}^{T_{m\,\mathrm{Fe}}} c_{p\,\mathrm{Fe}\,s}\,\mathrm{d}T + \Delta H_{m\,\mathrm{Fe}}\right) = 0,$$

где $\rho_{\mathrm{Fe}} = 7{,}87$ г/см^3 – плотность железа;

$\Delta H^{0}_{298\,\mathrm{TiC}} = -183{,}678$ кДж/моль – стандартная энтальпия образования карбида титана;

$\Delta H_{m\,\mathrm{Ni}} = 17{,}15$ кДж/моль и $\Delta H_{m\,\mathrm{Fe}} = 13{,}81$ кДж/моль – теплота плавления никеля и железа соответственно [17];

$T_{m\,\mathrm{Ni}} = 1726$ и $T_{m\,\mathrm{Fe}} = 1809$ K – их температуры плавления;

c_{pi} – теплоемкость i-го вещества с учетом ее зависимости от температуры;

индексы s и m означают твердое (solid) и расплавленное (molten) состояние.

В выражении (1) учтен тот факт, что теплоемкость жидких металлов не зависит от температуры [18, 19]. Из уравнения (1) можно вычислить искомую толщину слоя оплавившегося железа h_{Fe} в зависимости от h_1 (толщины слоя Ti–C–Ni).

Результаты вычислений показаны на рис. 1 для разных значений массовой доли никеля x. Видно, что

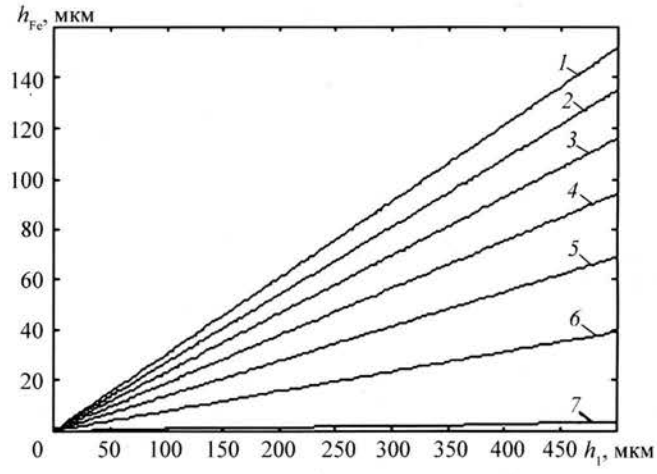


Рис. 1. Зависимость толщины слоя железа h_{Fe}, который может расплавиться в адиабатических условиях, от толщины h_1 слоя порошковой смеси состава $(1 - x)(\mathrm{Ti} + \mathrm{C}) + x\mathrm{Ni}$ при протекании реакции $\mathrm{Ti} + \mathrm{C} \rightarrow \mathrm{TiC}$:

1 – $x = 0$; *2* – $x = 0{,}1$; *3* – $x = 0{,}2$; *4* – $x = 0{,}3$; *5* – $x = 0{,}4$; *6* – $x = 0{,}5$; *7* – $x = 0{,}6$

толщина оплавленного железа в адиабатических условиях ниже, чем толщина нанесенного слоя Ti–C–Ni. При $x = 0{,}6$ теплоты реакции в адиабатических условиях достаточно только для того, чтобы расплавить весь никель и малое количество железа, т.е. распространение волны СВС при $x > 0{,}6$ становится невозможным.

Нанесение композиционных покрытий с применением СВС и электроискровой обработки

Термодинамические оценки показали, что экзотермическая реакция в слое реагентов, нанесенном на металлическую основу, может обеспечить ее расплавление на некоторую толщину. Полученный многокомпонентный расплав может закристаллизоваться в виде дисперсно-упрочненного *композиционного покрытия* (КП). Вместе с тем протекание реакции СВС на поверхности металла не всегда приводит к получению покрытия. Это связано с теплоотводом в глубь изделия, малой толщиной образующегося слоя расплава (рис. 1 при $x > 0{,}5$) и коротким временем его существования (недостаточным для растворения реагентов, их диффузии в жидкой фазе и кристаллизации зерен тугоплавкого продукта). Это явление можно устранить двумя путями: повышением температуры либо всего изделия (что не всегда возможно), либо в зоне контакта исходного покрытия с основой за счет импульсного теплового воздействия от внешнего источника энергии.

Дополнительный ввод энергии может быть осуществлен с помощью лазерного, электронного луча или другого концентрированного источника энергии. Проведенные авторами эксперименты показали высокую эффективность совмещения процесса СВС с *электроискровой обработкой* (ЭИО).

Физическая сущность данного метода состоит в том, что в зоне пробоя находится смесь химических реагентов, способных взаимодействовать между собой с большим тепловыделением после локального теплового инициирования реакции синтеза энергией электрического разряда (рис. 2). При этом продукты синтеза, в том числе тугоплавкие соединения, образуются на поверхности упрочняемой детали через стадию формирования жидкой фазы.

Оценим энергию, необходимую для инициирования взаимодействия, и сравним с тепловыделением экзотермической реакции Ti + C → TiC, которая является единственным источником теплоты при СВС-процессе в данной системе.

Известно, что процесс СВС начинается, когда образуется расплав на основе наиболее легкоплавкого компонента шихты. При этом продукт (в данном случае зерна TiC) кристаллизуется из расплава в результате растворения более тугоплавких реагентов и их диффузии в жидкой фазе [15, 16, 20, 21]. Поэтому считаем, что экзотермическое взаимодействие в шихте состава $(1 - x)(\mathrm{Ti} + \mathrm{C}) + x\mathrm{Ni}$ начинается при плавлении никеля: $T_{\mathrm{ign}} = T_{m\,\mathrm{Ni}} = 1728$ K, и не учитываем теплоотвод в железную основу. Тогда искомое количество теплоты в расчете на единицу поверхности обрабатываемого изделия определим по формуле

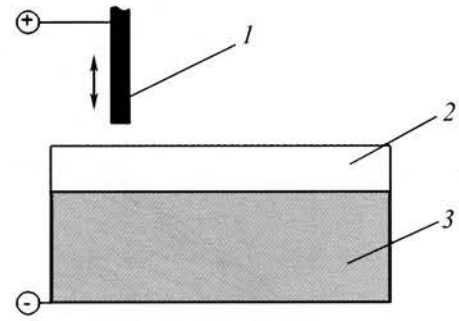


Рис. 2. Схема нанесения композиционного покрытия при ЭИО с СВС:
1 – электрод; *2* – исходная порошковая смесь; *3* – деталь

$$Q_{\mathrm{ign}} = h\left[n_{\mathrm{Ti}}\int_{298}^{T_{m\,\mathrm{Ni}}} c_{p\,\mathrm{Ti}}\,\mathrm{d}T + n_{\mathrm{C}}\int_{298}^{T_{m\,\mathrm{Ni}}} c_{p\mathrm{C}}\,\mathrm{d}T + n_{\mathrm{Ni}}\left(\int_{298}^{T_{m\,\mathrm{Ni}}} c_{p\,\mathrm{Ni}}\,\mathrm{d}T + \Delta H_{m\,\mathrm{Ni}}\right)\right]. \quad (2)$$

Здесь h – толщина слоя шихты;

n_{Ti}, n_{C}, n_{Ni} – число молей i-го компонента в единице объема:

$$n_{\mathrm{Ti}} = n_{\mathrm{C}} = (1-x)\rho_0/\mu_{\mathrm{TiC}};\ n_{\mathrm{Ni}} = x\rho_0/\mu_{\mathrm{Ni}}, \quad (3)$$

где μ – молекулярная масса шихты;

ρ_0 – плотность шихты, которая в связи с тем, что массовое соотношение Ti/C в шихте соответствует стехиометрии $\mathrm{TiC}_{1,0}$, определяется как

$$\rho_0 = (1-\varepsilon)[0{,}8(1-x)(1/\rho_{\mathrm{Ti}} + 0{,}25/\rho_{\mathrm{C}}) + x/\rho_{\mathrm{Ni}}]-1, \quad (4)$$

$\varepsilon \approx 0{,}5$ – пористость шихты;

ρ_i – плотность i-го компонента.

Тепловыделение химической реакции Ti + C → → TiC в расчете на единицу площади обмазки

$$Q = -\Delta H^0_{298\,\mathrm{TiC}}(1-x)h\rho_0/\mu_{\mathrm{TiC}}. \quad (5)$$

Результаты расчетов по формулам (2) и (5) приведены на рис. 3 в зависимости от толщины слоя шихты h и ее состава x. Видно, что теплота, выделяющаяся при реакции образования карбида титана в данной разбавленной системе, примерно в 2 раза превышает

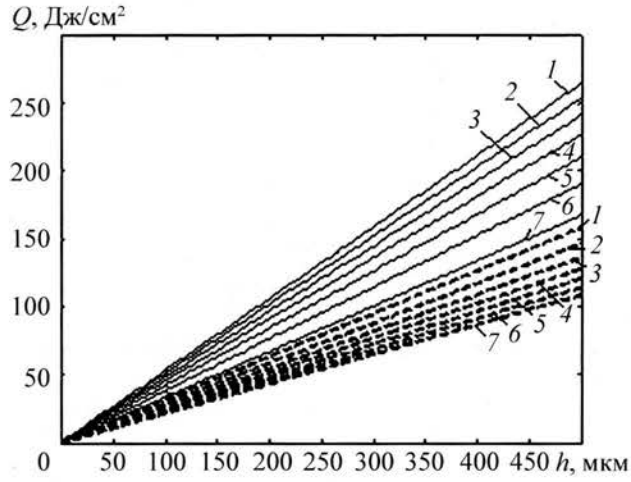


Рис. 3. Зависимость тепловыделения реакции Ti + C → TiC в порошковой смеси состава (1 – *x*)(Ti + C) + *x*Ni (сплошные линии) и теплоты, необходимой для инициирования экзотермической реакции (штриховые линии), от толщины слоя *h* покрытий: *1–7* – то же, что и на рис. 1

теплоту, необходимую для инициирования взаимодействия. Именно благодаря этому различию увеличивается тепловложение в процесс ЭИО, что в свою очередь приводит к росту толщины расплавляемого поверхностного слоя железа и увеличению количества материала электрода, введенного в слой покрытия.

Оценка тепловложения в зону реакции от источника ЭЭС-3

Для определения тепловложения в зону реакции от источника ЭЭС-3 (фирма "Рэсти", Ижевск) необходимо рассчитать энергию единичных импульсов. Первые установки, используемые для электроискрового легирования, были RC-типа (т.е. во вторичной цепи трансформатора включены сопротивление и емкость) [22]. Установка ЭЭС-3 содержит блок тиристорного управления, что позволяет генерировать импульсы с выбранными частотой и скважностью.

Энергия единичного импульса $W_{имп}$ зависит от силы тока I и напряжения U, а также времени τ протекания импульса:

$$W_{имп} = IU d\tau. \quad (6)$$

В первом приближении энергию $W_{имп}$ можно рассчитывать по средним значениям силы тока и напряжения: $W_{имп} = IU\tau$. Среднее значение напряжения пробоя $U = (0{,}5...0{,}75)U_{х.х}$, где $U_{х.х} = 20$ В – напряжение холостого хода при разомкнутых электродах. Среднюю силу тока определяют по ее значению $I_{к.з}$ при коротком замыкании электродов: $I = (0{,}5...0{,}75)I_{к.з}$. Сила тока установки ЭЭС-3 при работе генератора в режиме короткого замыкания $I_{к.з} = 40$ А.

Длительность импульсов τ обратно пропорциональна частоте f их следования. Поскольку между импульсами существуют паузы, то при расчете τ необходимо учитывать скважность $\gamma = t/\tau$ – отношение периода t к длительности единичного импульса:

$$\tau = 1/(\gamma f). \quad (7)$$

Подставив выражение (7) в формулу (6), получим

$$W_{имп} = IU/(\gamma f). \quad (8)$$

Если значение $W_{имп}$ умножить на число импульсов, генерируемых в течение секунды, т.е. на частоту f, получим количество теплоты, выделяемой в течение 1 с: $W = IU/\gamma$.

Процесс инициирования СВС в слое обмазки происходит при многократном воздействии, т.е. электродом, колеблющимся с регулируемой частотой $f_{эл}$ = = 50...1000 Гц.

На тепловложение влияет также скорость обработки. При ЭИО с СВС скорость обработки выбирают экспериментально исходя из требования, предъявляемого к покрытию: формирование слоя с максимальной сплошностью покрытия. Средняя скорость обработки по слою СВС-реагентов составляет u = = 5 см²/мин, т.е. средняя скорость обработки площади поверхности $v = 1/u = 12{,}5$ с/см². С учетом этого тепловложение в расчете на 1 см² составит

$$Q = \frac{IU}{\gamma\gamma_{эл}} v. \quad (9)$$

Как видно по формуле (9), на тепловложение влияет скорость обработки, скважность источника импульсов и скважность импульсов, подаваемых на вибрационный блок электродного узла. При проведении ЭИО по слою СВС-реагентов при скорости обработки $v = 12{,}5$ с/см² скважность генератора импульсов может ступенчато изменяться от $\gamma = 1{,}09$ до γ = = 1,67, а скважность импульсов, подаваемых на вибрационный блок электродного узла, $\gamma_{эл} = 2{,}5$; в этом случае тепловложение равно Q = 600...917 Дж/см².

В процессе ЭИЛ происходят многократные *короткие замыкания* (КЗ) в системе электрод–деталь [22]. Перед КЗ в течение небольшого промежутка времени между электродом и деталью возникает микроплазменный пробой. Такое чередование процессов схоже с процессами сварки с КЗ при использовании инверторных источников [23], следовательно, можно воспользоваться некоторыми сведениями из области сварочных процессов.

Известно, что значительная доля теплоты, образующейся при сварке, теряется. Распределение теплоты на потери, вызванные разбрызгиванием металла, тепловым излучением в атмосферу, непроизводи-

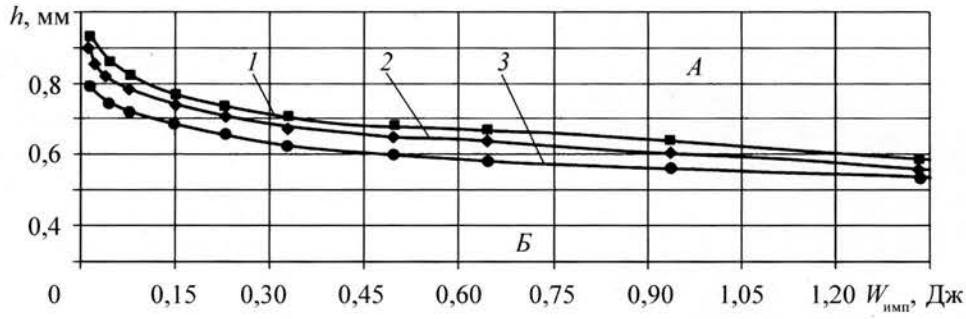


Рис. 4. Зависимость предельно допустимой толщины слоя исходных реагентов *h* порошковой смеси состава (1 – *x*)(Ti + C) + *x*Ni от энергии единичных импульсов $W_{имп}$:
1 – *x* = 0,5; *2* – *x* = 0,3; *3* – *x* = 0,1

тельным нагревом прилегающего основного металла и другими причинами, происходит достаточно сложно и зависит от многих причин. На тепловой баланс при ЭИО с СВС влияют температура окружающей среды, металла, электрода, теплофизические свойства металла и электрода, теплоемкость СВС-шихты. Наиболее близким по сущности ЭИО с СВС является сварка с КЗ с применением порошковой проволоки. В результате эффективная тепловая мощность процесса сварки $Q_{эф}$ = (0,58...0,72)Q [24].

Таким образом, эффективная тепловая мощность при ЭИО по слою СВС-реагентов будет находиться в пределах $Q_{эф}$ = 390...596 Дж/см^2. Часть эффективной энергии при ЭИО расходуется на инициирование СВС-реакции (см. формулу (2)) в локальном слое реагентов. Однако, как было показано выше, теплота, выделяемая при СВС-реакции системы (1 – *x*)(Ti + C) + + *x*Ni, приблизительно в 2 раза превышает теплоту, необходимую для инициирования. Из рис. 3 следует, что для повышения КПД процесса нанесения композиционного покрытия ЭИО с СВС необходимо увеличивать толщину начального слоя реагентов на обрабатываемой детали.

Толщина слоя исходной смеси, зависящая от заданной толщины покрытия, должна соответствовать выбранному режиму обработки. Следует иметь в виду, что максимально допустимая толщина покрытия определяется из условия "самозатухания" процесса СВС за счет теплоотвода в массу обрабатываемой детали. Особенностью процесса формирования КП являются два режима реализации СВС-процесса: 1) реакция протекает только в локальном пятне, нагреваемом источником импульсов (контролируемый режим); 2) происходят зажигание волны СВС и ее распространение по слою, нанесенному на поверхность детали (неконтролируемый режим). Если реакция "убегает" из-под электрода, т.е. переходит в неконтролируемый режим, значит, толщина слоя превышает предельно допустимую. По рис. 4 видно, что выше кривой *1* реакция становится самораспространяющейся (область *А*), а ниже кривой *3* (область *Б*) находятся значения толщины слоя исходных реагентов, при которых возможно проведение управляемого процесса с получением КП на поверхности изделия.

Также следует учитывать химическую активность реагентов, т.е. их максимальное тепловыделение при заданном составе [14]. Если при выбранной толщине слоя реагентов реакция становится самораспространяющейся, т.е. горение идет самостоятельно через нанесенный слой реагентов (что приводит к отслаиванию), то необходимо уменьшить активность смеси реагентов путем разбавления инертным веществом (в данном случае Ni), учитывая прочностные свойства конечного покрытия.

Влияние электродного материала на структуру КП

В результате воздействия теплоты проходящего электрического тока и тепловыделения при горении СВС-реагентов стержень электрода нагревается на всю длину и его температура по мере плавления электрода с течением времени растет. Температура нагрева электрода зависит от его материала. Например, использование медного электрода при ЭИО с СВС позволяет формировать покрытие с небольшим содержанием меди (≈5 %) в поверхностном слое. Данное явление можно объяснить тем фактом, что медь обладает высокой электро- и теплопроводностью.

Микроструктура КП, сформированного при ЭИО с медным электродом по слою СВС-реагентов, полученная в отраженных электронах (рис. 5, *а*), свидетельствует о формировании структуры покрытия из расплава. Слой КП имеет довольно однородный серый фон с равномерно распределенными темными включениями. Основными компонентами темных структурных составляющих является титан и углерод, из чего следует, что это зерна карбида титана, рефлексы которого присутствуют на дифрактограммах (рис. 6). По данным *микрорентгеноструктурного ана-*

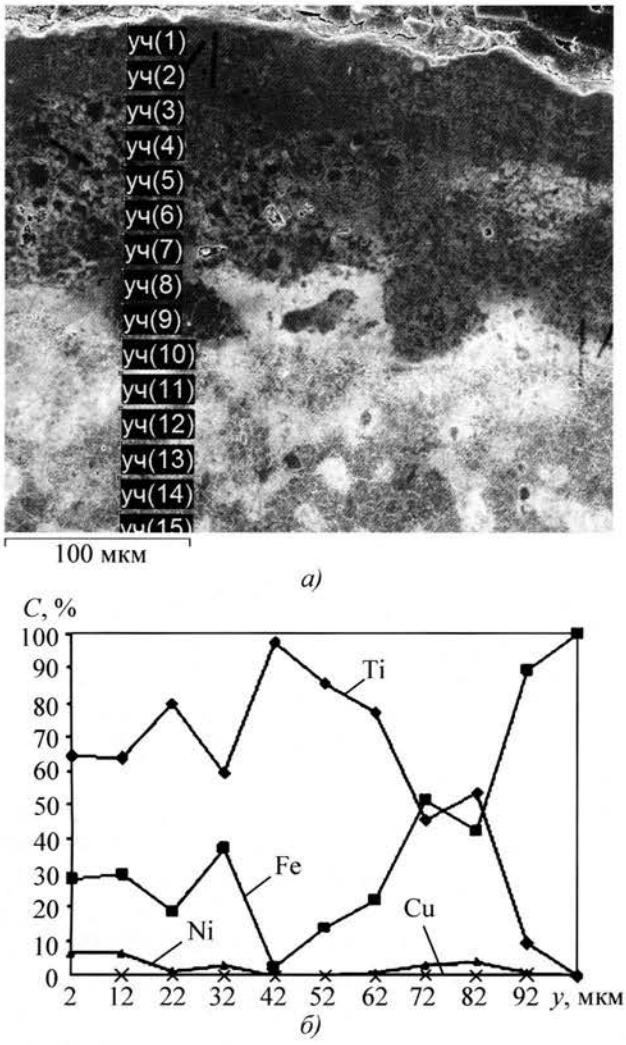


Рис. 5. Микроструктура образцов со слоем наплавки (*а*) и кривые изменения массовой доли элементов в слое наплавки в продольном шлифе образца (*б*) при использовании электрода из меди

лиза (МРСА) область серого цвета, окружающая частицы карбида титана (рис. 5, *б*), содержит никель и железо. Это согласуется с тем, что Ni и Fe практически не растворяются в карбиде титана и не образуют с ним тройных соединений [14]. В результате рентгенофазового анализа установлено, что никель не образует с железом химических соединений и структура представляет собой твердый раствор Ni в Fe, так как они относятся к системам с полной взаимной растворимостью компонентов.

Наличие Fe в наплавке объясняется расплавлением материала основы и участием в формировании покрытия, а также протеканием диффузионных процессов при расплавлении материала основы. Из этого следует, что при синтезе в системе Ti–C–Ni–Fe основной упрочняющей фазой является карбид титана в виде мелких частиц, достаточно равномерно распределенных в матрице Fe–Ni. Такая микроструктура характерна для градиентных материалов, полученных из порошков с использованием СВС при кристаллизации тугоплавких зерен из более легкоплавкого расплава (в данном случае Fe–Ni) [25].

При ЭИО по порошковому слою из СВС-реагентов в межэлектродном пространстве в режиме "теплового взрыва" происходят образование расплава на основе более легкоплавких реагентов (титана, никеля, железа), растворение углерода в жидкой фазе и кристаллизация тугоплавких частиц TiC_x из расплава.

Как показали проведенные исследования, при использовании медного электрода покрытие в основном формируется из продукта высокотемпературного синтеза и материала основы. Медь присутствует в небольшом количестве (≈5 %) и только в поверхностном слое покрытия толщиной 10...15 мкм. Детали с покрытиями, в которых на поверхности присутствует

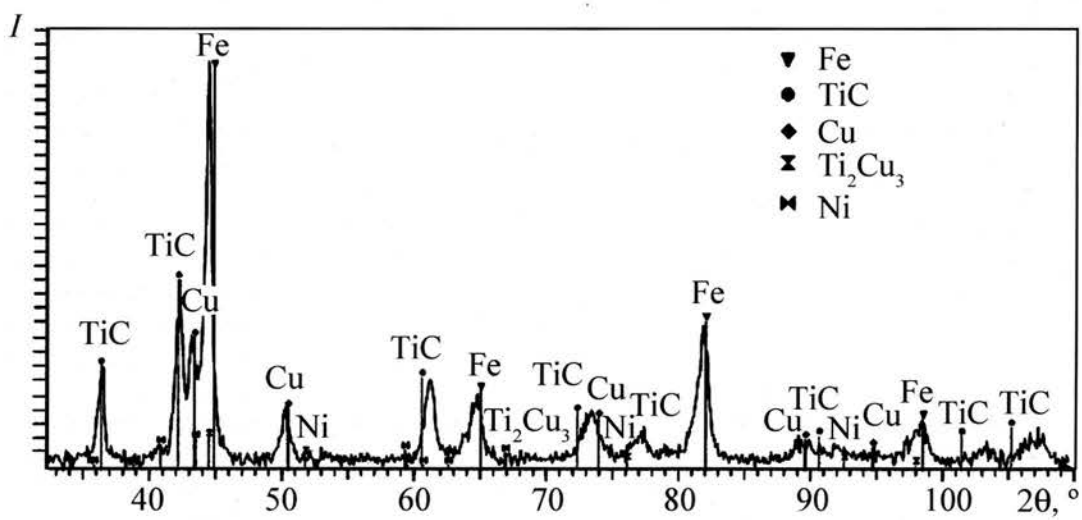


Рис. 6. Дифрактограмма КП, полученного с применением электрода из меди при ЭИО с СВС

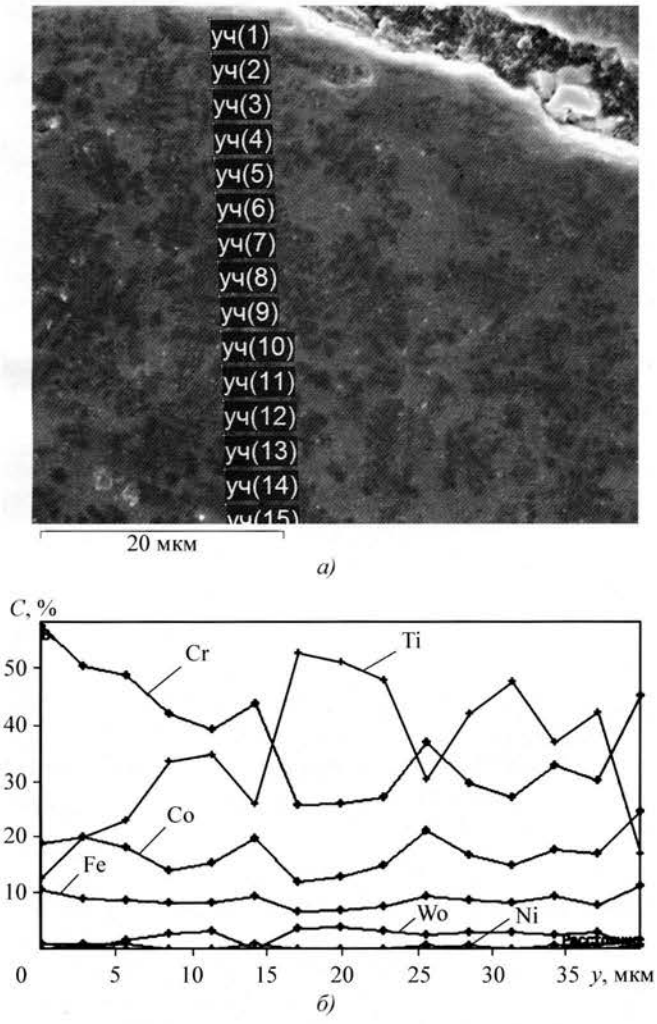


Рис. 7. Микроструктура участка слоя наплавки (*а*) и кривые изменения массовой доли элементов в слое наплавки в продольном шлифе образца (*б*) при использовании электрода из стеллита

мягкий материал (в данном случае медь), обладают хорошей прирабатываемостью и могут быть рекомендованы для упрочнения или восстановления деталей узлов трения различных машин.

При использовании электрода марки "стеллит" при ЭИО с СВС элементы этого сплава (Co, Cr, W) образуют по всей толщине КП металлическую матрицу в виде твердых растворов элементов электрода в материале обрабатываемой детали (рис. 7).

При изучении полученной в отраженных электронах микроструктуры (рис. 7, *а*) КП, сформированного при ЭИО деталей с СВС-обмазками электродом из стеллита, можно видеть, что зерна карбида титана имеют округлую форму с размерами от 0,1 до 5 мкм и равномерно распределены в металлической матрице, представляющей собой твердые растворы элементов электрода, материала основы и никелевой добавки. МРСА слоя КП показал, что основная часть покрытия состоит из элементов железа и титана (≈90 %) и при увеличении массовой доли титана наблюдается снижение концентрации железа, никеля, кобальта, хрома и других элементов, образующих металлическую матрицу.

Таким образом, при формировании КП комбинированным методом ЭИО и СВС с использованием электрода и из стеллита, и из меди упрочняющие дисперсные частицы на основе карбида титана образуются путем кристаллизации из многокомпонентного расплава в результате протекания гетерогенной реакции Ti + C → TiC. Отличительной особенностью является то, что в первом случае металлическая матрица по всей глубине формируется из твердых растворов элементов стеллитового сплава в железе.

Выводы

1. Термодинамические расчеты процесса СВС-наплавки позволили оценить толщину расплавленного слоя на обрабатываемой детали в адиабатических условиях в зависимости от толщины слоя нанесенной порошковой смеси состава $(1 - x)(\mathrm{Ti} + \mathrm{C}) + x\mathrm{Ni}$ с разной массовой долей никеля ($x = 0...0{,}6$) при протекании реакции Ti + C → TiC.

2. Установлено, что теплота, выделяющаяся при реакции образования карбида титана в используемой системе, примерно в 2 раза превышает теплоту, необходимую для инициирования взаимодействия, что позволяет расплавить поверхностный слой железа.

3. Разработанный способ нанесения КП методом ЭИО и СВС позволяет получать дисперсно-упрочненные покрытия с высокой прочностью сцепления с основой.

4. Показано, что при получении КП комбинированным методом ЭИО и СВС при использовании электрода из стеллита или из меди происходит кристаллизация дисперсных упрочняющих частиц на основе карбида титана из многокомпонентного расплава в результате протекания гетерогенной реакции Ti + C → TiC. При использовании медного электрода КП состоят из зерен TiC_x в матрице из материала основы и незначительного количества меди на поверхности, а при применении многокомпонентного электрода из стеллита КП состоят из зерен TiC_x и матрицы из материалов электрода и основы.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Мержанов А.Г.** Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: о прошлом, настоящем и будущем // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2006. № 5. С. 5–9.

2. **Приемы** регулирования дисперсной структуры СВС-порошков: от монокристальных зерен до наноразмер-

ных частиц / А.П. Амосов, И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов и др. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2006. № 5. С. 9–23.

3. **Кванин В.Л., Балихина Н.Л.** Получение крупногабаритных твердосплавных изделий – одно из технологических направлений, использующих процесс СВС // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2006. № 5. С. 50–62.

4. **Столин А.М.** О методе СВС-экструзии // Технология. Сер. Оборудование, материалы, процессы. 1988. Вып. 1. С. 50–57.

5. **Юхвид В.И.** Высокотемпературные жидкофазные СВС-процессы: новые направления и задачи // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2006. № 5. С. 62–79.

6. **Grigoriev Yu.M., Merzhanov A.G.** SHS coatings // Int. J. SHS. 1992. Vol. 1. P. 600–642.

7. **Штессель Э.А.** Газотранспортные СВС-покрытия // Технология. Сер. Оборудование, материалы, процессы. 1988. Вып. 1. С. 85–93.

8. **Структурные** особенности тонких многослойных пленок Ti/Al для самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / А.Э. Григорян, Е.В. Илларионова и др. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2006. № 5. С. 31–36.

9. **Композиционные** СВС-порошки для газотермического напыления / А.Ф. Ильющенко, А.В. Беляев, Т.Л. Талако, А.И. Лецко // Соединение и резка материалов, покрытия: тр. междунар. конф. Минск, 29–30 марта 2006 г. / под ред. А.Ф. Ильющенко и др. 2006. С. 89–91.

10. **А.с. 1829245.** Способ получения электродов из твердосплавных материалов / В.В. Подлесов, А.М. Столин. Заявл. 09.08.89; опубл. 20.09.03.

11. **Процессы** формирования и свойства электроискровых покрытий на титановой подложке, полученных с использованием нано- и микроструктурных электродов WC–Co / Е.А. Левашов, Е.И. Замулаева, А.Е. Кудряшов и др. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2006. № 5. С. 109–119.

12. **Ermilov A.G., Safonov V.V., Nesterov N.V.** Influence of substrate nature on kinetics of nickel coating formation in thermocycling conditions // Non-Ferrous Metals (Tsvetnye Metally) in translation from Russian. 2003. No. 1. P. 52–54.

13. **Левашов Е.А., Харламов Е.И., Коростелин А.А.** Получение и применение шихтовых электродов для термореакционного электроискрового упрочнения // Изв. вузов. Цв. металлургия. 1999. № 5. С. 64–68.

14. **Новиков Н.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г.** Термодинамический анализ реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Процессы горения в химической технологии и металлургии. Черноголовка: ОИХФ, 1975. С. 174–188.

15. **Макрокинетика** структурных превращений при безгазовом горении смесей порошков титана и углерода / А.Г. Мержанов, А.С. Рогачев, А.С. Мукасьян и др. // Физика горения и взрыва. 1990. Т. 26. № 1. С. 104–119.

16. **Khusid B.M., Khina B.B., Demidkov S.V.** Limits of the self-propagating high-temperature synthesis wave propagation in eutectic composite materials // J. Mater. Sci. 1994. Vol. 29. P. 2187–2191.

17. **Свойства** элементов: справ. / под ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1985.

18. **Кубашевский О., Олкокк С.Б.** Металлургическая термохимия. М.: Металлургия, 1982.

19. **Barin I., Knacke O., Kubaschevski O.** Thermochemical Properties of Inorganic Substances. Supplement. Berlin: Springer-Verlag, 1977.

20. **Khina B.B., Formanek B., Solpan I.** Limits of applicability of the "diffusion-controlled product growth" kinetic approach to modeling SHS // Physica B. 2005. Vol. 355. P. 14–31.

21. **Khina B.B.** Interaction kinetics in SHS: is the quasi-equilibrium solid-state diffusion model valid? // Int. J. SHS. 2005. Vol. 14. P. 21–32.

22. **Электроэрозионные** процессы на электродах и микроструктурно-фазовый состав легированного слоя / И.И. Сафронов и др.; под ред. Н.Н. Дорожкина. Кишинев, 1999.

23. **Милютин В.С., Коротков В.А.** Источники питания для сварки. Челябинск: Металлургия Урала, 1999. 368 с.

24. **Жизняков С.Н., Мельник В.И.** Сварка и резка в строительстве. М.: Стройиздат, 1995. 544 с.

25. **Combustion** synthesis and thermal stress analysis of TiC–Ni functionally graded materials / X.-H. Zhang, J.-C. Han, X.-D. He, V.L. Kvanin // J. Mater. Synth. Processing. 2000. Vol. 8. P. 20–34.

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение-1".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 27.09.07 г. Подписано в печать 12.11.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,13. Заказ 481. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., Подольск, ул. Кирова, д. 15