

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 12 (84)
декабрь
2011

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р техн. наук,
Ю.В. ПАНФИЛОВ

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

**Заместитель главного
редактора**
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
В.М. БАШКОВ
А.И. БЕЛИКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
Е.П. ЗЕМСКОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

➔	МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА	
	Кропоткина Е.Ю. Аналитическое исследование комплексного влияния асимметричного упрочнения на точность нежестких деталей	3
➔	ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ	
	Агеев Е.В., Сирота В.В., Латыпов Р.А. Исследование свойств изделий из порошков карбида вольфрама и карбида титана, используемых при упрочнении режущего инструмента	7
	Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Косьмин А.А., Степанова С.В. Покрытия для защиты от сульфидно-оксидной коррозии жаропрочных литейных никелевых сплавов	11
	Василенко Н.А., Дзюба В.Л., Зёма А.В. Повышение твердости и адгезионной стойкости прокатных валков из серого чугуна методом ионной имплантации	18
	Гордиенко А.И., Поболь И.Л., Хейфец М.Л., Шипко А.А. Электронно-лучевое упрочнение поверхностей титановых сплавов с покрытиями	21
	Овчинников В.В., Якутина С.В., Козлов Д.А. Влияние последовательности имплантации ионов меди и свинца на их распределение в поверхностном слое стали 30XГСН2А	26
➔	ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	
	Бородин И.П., Ширяев В.Ю., Шатов Ю.С., Седых О.В., Щеренкова И.С. Композиционные хромовые покрытия с ультрадисперсными сверхтвердыми наполнителями	32
	Виноградов С.Н., Севостьянов Н.В., Виноградов О.С. Электроосаждение медно-никелевых сплавов из сульфосалицилатно-аммиачного электролита	36
➔	ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ	
	Кириллов О.Н., Сухочев Г.А. Комбинированная высокоскоростная обработка непрофилированным электродом-инструментом	41
	Табаков В.П., Власов С.Н., Романов А.А. Моделирование воздействия лазерного излучения на многослойную композицию	45
<p>Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.</p>		
<p>Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней</p>		

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 12 (84)
December
2011

Since 2005, January

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

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

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

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
E.P. ZEMSKOVA
T.V. PARAYSKAYA

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

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

CONTENTS



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kropotkina E.Yu. Analytical study of complex effect of asymmetrical hardening
on slack parts accuracy 3



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Ageev E.V., Sirota V.V., Latipov R.A. Study on properties of products
from tungsten carbide powder and titanium carbide 7

Budinovsky S.A., Muboyadjian S.A., Kosmin A.A., Stepanova S.V. Coatings
for protection from sulfide-oxidation corrosion of heat resisting foundry nickel alloys . . 11

Vasilenko N.A., Dzyuba V.L., Zema A.V. Increasing hardness and adhesion
resistance of rollers of grey cast iron by ion implantation method 18

Gordienko A.I., Pobol I.L., Kheifetz M.L., Shipko A.A. Electron beam hardening
of titanic alloy surfaces with coatings 21

Ovchinnikov V.V., Yakutina S.V., Kozlov D.A. Influence of the sequence
of implanting the ions of copper and lead on their distribution in the surface layer
of steel of 30XГCH2A 26



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Borodin I.P., Shiryaev V.U., Shatov Yu.S., Sedix O.V., Scherenkova I.S. Composite
chromium-based coatings with ultrafine superhard inclusions 32

Vinogradov S.N., Sevostyanov N.V., Vinogradov O.S. Alloys copper-nickel
electrodeposition from sulfosalicylate-ammoniac electrolyte 36



PROCESSING BY COMBINED METHODS

Kirillov O.N., Suhochev G.A. The combined high-speed processing not the profile
electrode-tool 41

Tabakov V.P., Vlasov S.N., Romanov A.A. Modeling of influence of laser radiation
on a multilayered composition 45

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

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



Аналитическое исследование комплексного влияния асимметричного упрочнения на точность нежестких деталей

Рассмотрен метод асимметричного поверхностного пластического деформирования для управления точностью формы нежестких деталей. Разработана аналитическая модель, позволяющая прогнозировать толщину упрочненного слоя, величину и форму изгиба нежестких деталей сложной формы в зависимости от способа приложения и величины асимметричной силы обкатывания и других технологических условий.

Ключевые слова: *поверхностное пластическое деформирование, точность формы, аналитическая модель.*

Consideration of asymmetrical surface plastic deformation method used for managing the accuracy of slack parts shape. The developed analytical model allows to predict the hardened layer thickness together with the size and shape of complex shape slack parts bend depending on the application method and asymmetrical rolling force and other technical conditions.

Keywords: *surface plastic deformation, form accuracy, analytical model.*

В машиностроении предъявляются серьезные требования к точности и качеству поверхностного слоя деталей машин. Особенно актуально это для нежестких ответственных деталей. Уже на последних этапах обработки могут появиться погрешности формы, что приведет к ухудшению точности изделий. Для ликвидации подобных дефектов наиболее часто применяется пластическая правка деталей, наиболее эффективная в случае исправления существенно деформированных деталей. Но в ряде случаев этот метод может привести к повреждению поверхностного слоя.

Для исправления малых изгибов пластическая правка неприменима, так как не обеспечивает необходимую точность исправления дефекта. В настоящее время известны способы управления точностью формы нежестких деталей методами *поверхностного пластического деформирования* (ППД).

Известно [1], что асимметричное обкатывание можно применять для прецизионного управления точностью формы нежестких труб или ступенчатых валов. Обкатывание в этом случае можно производить на токарном станке, например, смещая правый и левый центры обрабатываемой заготовки относительно центров станка на заданный эксцентриситет. Тогда при обработке на деталь будет действовать разная по величине и неравномерно распределенная сила обкатывания. Образуются неуравновешенные по сечению детали начальные напряжения.

После снятия нагрузки вследствие неравновесного состояния в обработанной детали образуется изгибающий момент внутренних сил, вызывающий упругие деформации детали. Последующий переход такого напряженного состояния в равновесное будет сопровождаться развитием значительных деформаций детали и появлением изгиба.

При деформации детали происходит не только изменение ее продольной формы, но и появление самоуравновешенной системы остаточных напряжений. Этот эффект можно использовать для уменьшения погрешностей формы продольного сечения (изгиба) вала. При надлежащем распределении напряжений направленность действия изгибающего момента позволит осуществить направленную деформацию, противоположную имеющейся. В результате может быть получен эффект, заключающийся в уменьшении изгиба и повышении точности вала.

Асимметричное обкатывание можно применять для управления точностью формы плоских деталей или деталей более сложной формы. Но, чтобы процесс управления качеством и точностью формы деталей можно было применять в производстве, необходимо иметь аналитическую модель изменения величины изгиба, а также методику прогнозирования формы нежестких деталей в зависимости от конфигурации детали и технологических условий асимметричной обработки.

Комплексная аналитическая модель технологического обеспечения качества поверхностного слоя и точности формы асимметрично упрочненных деталей базируется на решении нескольких взаимосвязанных задач: создании асимметричной эпюры силы обкатывания; установлении области контакта детали конкретной формы и инструмента (ролика) и на основании этого определении распределения напряжений, возникающих под влиянием асимметричного упрочнения; нахождении величины и формы изгиба и теоретическом определении качества поверхностного слоя.

Неравномерное напряженно-деформированное состояние обеспечивается обкатыванием детали с силой P , изменяющей-

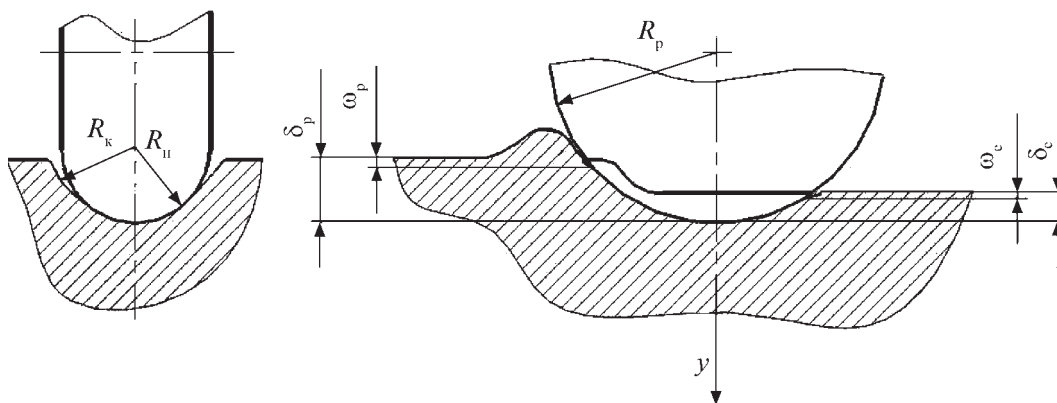


Рис. 1. Схема области контакта при качении ролика по поверхности детали

ся по заданному закону, который определяется в зависимости от конфигурации детали, формы и величины изгиба.

Конфигурация и размеры очага деформации в области нагрузки и области упругой разгрузки определяются формой поверхностей соприкасающихся инструмента (ролика) и детали (рис. 1). В соответствии с методикой [1] при внедрении ролика в результате пластического деформирования образуется след в виде цилиндрического желоба, переходящего в эллипсоидную полулунку в области контакта, которая ограничена двумя полуэллипсами.

Радиус кривизны цилиндрического желоба равен радиусу R_k следа канавки, образованной инструментом, полное внедрение инструмента в металл – δ_p . Величина внедрения инструмента в цилиндрический желоб считается равной перемещению δ_e вследствие упругой разгрузки деформированного материала. Точки, принадлежащие контуру области контакта, смещаются на величину упругого перемещения ω_p и ω_e .

Эксцентриситет эллипса пятна контакта зависит от приведенных радиусов кривизны в точке соприкосновения инструмента и детали. Приведенные радиусы кривизны R_1 и R_2 в точке соприкосновения инструмента и детали рассчитываются по формулам

$$\frac{1}{R_1} = \frac{1}{R_d} \pm \frac{1}{R_p};$$

$$\frac{1}{R_2} = \frac{1}{R_n} \pm \frac{1}{R_k},$$

где R_d, R_p, R_n, R_k – радиусы соответственно детали, ролика, профиля ролика и канавки, образованной инструментом.

Знак в формулах расчета приведенных радиусов определяется конфигурацией соприкасающихся ролика и детали – вогнутые или выпуклые поверхности.

Если обкатывается плоская поверхность детали, то ее радиус кривизны равен бесконечности. В этом случае $R_1 = R_p$.

После определения приведенных радиусов кривизны в точке контакта рассчитывают параметры очага деформации [1]: эксцентриситет эллипса пятна контакта детали и инструмента; полуоси пятна контакта в упругой и упругопла-

стической зонах. Вычисляют переменные параметры упругости, величину интенсивности деформаций ϵ_i , нормальную и тангенциальную силы давления инструмента и другие параметры упругопластической деформации. Рассчитывают максимальное давление инструмента на деталь при обкатывании.

Для всех точек по периметру поперечных сечений определяют глубину упрочненного слоя:

$$t_\varphi = \sqrt{\frac{P_\varphi}{2\sigma_T}},$$

где P_φ – сила обкатывания в рассматриваемой точке, расположенной под углом φ к плоскости xOy ;

σ_T – предел текучести обрабатываемого материала.

Производят расчет остаточных напряжений σ_0 по всем сечениям ступеней детали и участкам перегиба оси для всех точек по периметру поперечных сечений и глубины упрочненного слоя t_φ с учетом повторного нагружения за счет движения подачи [1].

Приложение асимметричной нагрузки вызывает асимметричные напряжения, действие которых (как внутренних силовых факторов) эквивалентно действию фиктивных внешних моментов $M_i = f(\sigma_x, t_\varphi)$, приложенных на концах i -й ступени.

Тогда перемещения оси детали в произвольных сечениях можно определить согласно теории изгиба. В частности, воспользуемся универсальным уравнением метода начальных параметров. При этом деталь рассматриваем как балку постоянного сечения с изгибной жесткостью поперечного сечения EJ_1 , нагруженную фиктивными моментами M_i (рис. 2).

В этом случае расчет изгиба в любом сечении с абсциссой x , расположенном на k -й ступени детали, можно произвести по формуле

$$f_k = \sum_{i=1}^n \frac{M_i(L-l_{i-1})^2}{2I_1LE}x + \sum_{i=1}^{n-1} \frac{M_i(L-l_i)^2}{2I_1LE}x + \sum_{i=1}^k \frac{M_i(x-l_{i-1})^2}{2I_1E} - \sum_{i=1}^{k-1} \frac{M_i(x-l_i)^2}{2I_1E}, \quad (1)$$

где E – модуль упругости материала детали;

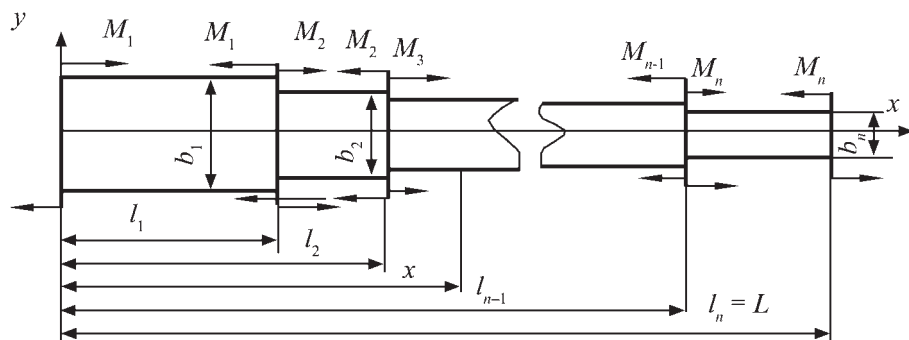


Рис. 2. Схема эквивалентной системы фиктивных изгибающих моментов, обусловленных действием напряжений, появившихся в результате асимметричного упрочнения

k – номер ступени детали, $k = 1, 2, \dots, n$;
 n – общее число ступеней;
 I_i – момент инерции поперечного сечения i -й ступени, зависящий от формы поперечного сечения:

$$I_i = \int_F \rho^2 dF.$$

Известно, что простой (т.е. прямой) изгиб получается, если изгибающий момент действует в плоскости, заключающей в себя главную, центральную ось поперечного сечения детали. Центральной осью детали в рассматриваемом случае является линия, соединяющая центры тяжести поперечных сечений детали.

При изгибе детали с поперечным сечением произвольной формы (рис. 3) получаем сложное сопротивление. Если в этом случае плоскость действия изгибающих моментов будет пересекать поперечные сечения детали по прямой, которая совпадает с главной центральной осью, то будет иметь место плоский изгиб. Расчет напряжений тогда ведется по формулам для простого изгиба. Для удлиненного симметричного профиля (см. рис. 3) положение центра изгиба z_c должно быть определено из условия:

$$\bar{z} < z_c < \frac{1 + 3\mu}{1 - \mu} \bar{z},$$

где

$$\bar{z} = \frac{\int_{z_1}^{z_2} zy^3 dz}{\int_{z_1}^{z_2} y^3 dz}, \quad y = f(z);$$

μ – коэффициент Пуассона.

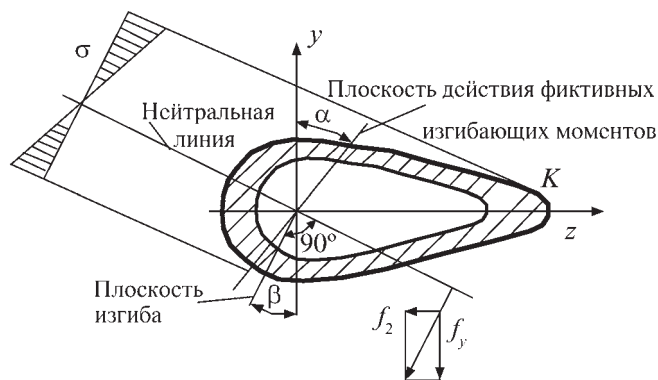


Рис. 3. Схема поперечного сечения детали для определения параметров косоугольного изгиба при обкатывании

Тогда для определения величины и формы изгиба в плоскостях xu и xz можно воспользоваться формулой (1).

Если плоскость действия эквивалентных изгибающих моментов будет пересекать поперечные сечения детали по прямой, которая не совпадает с главной центральной осью сечений (см. рис. 3), то деталь будет иметь косоугольный изгиб. В этом случае деталь изгибается не в плоскости приложения изгибающего момента и нейтральная линия проходит через центр тяжести сечения, но не перпендикулярно плоскости действия изгибающих моментов (см. рис. 3).

Косоугольный изгиб удобнее рассматривать как одновременный изгиб в двух главных плоскостях xOy и xOz . Для этого изгибающий момент $M_{изг}$ подразделяют на составляющие моменты относительно осей y и z :

$$M_y = M_{изг} \sin \alpha,$$

$$M_z = M_{изг} \cos \alpha.$$

Угол α , образуемый плоскостью действия изгибающего момента и главной центральной осью сечения, и угол β , образуемый нейтральной линией с главной центральной осью z сечения, связаны зависимостью:

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{i_z}{i_y} \operatorname{tg} \beta.$$

Уравнение нормальных напряжений при косоугольном изгибе выглядит следующим образом:

$$\sigma = \frac{M_z}{I_z} y + \frac{M_y}{I_y} z.$$

Самой напряженной будет наиболее удаленная от нейтральной линии точка K (см. рис. 3). Для нее следует производить проверку условия прочности:

$$\sigma_K = \frac{M_z}{I_z} y_K + \frac{M_y}{I_y} z_K \leq R,$$

где R – допускаемое напряжение при расчете на изгиб.

Изгиб детали будет происходить в направлении, перпендикулярном нейтральной линии.

Полный изгиб рассчитывается как геометрическая сумма изгибов, вызванных изгибающими моментами M_y и M_z в главных плоскостях:

$$f = \sqrt{f_y^2 + f_z^2},$$

$$\operatorname{tg} \beta = \frac{f_y}{f_z}$$

Определение пространственных изгибов при асимметричном упрочнении деталей различной формы следует производить в следующей последовательности:

1. Анализ исходных данных: конфигурации, габаритов детали, материала, твердости с учетом технологических наследственных параметров.
2. Выбор схемы обработки, геометрии и размеров инструмента, назначение режимов: силы обкатывания, законов ее изменения, подачи, скорости.
3. Решение контактной задачи: определение размеров пятна контакта, основных параметров упругости, глубины упрочненного слоя по периметру упрочняемой поверхности по длине детали.
4. Расчет величины давления инструмента с учетом кратности приложения нагрузки в очаге деформации.
5. Определение величины и распределения начальных и остаточных напряжений.
6. Вычисление фиктивных изгибающих моментов M_y , M_z .
7. Расчет изгибов f_y , f_z по всей длине детали.

8. Определение кривой изгиба f методом последовательных приближений.

На основании вышеприведенной методики создана система автоматизированного расчета технологических параметров деформирования для управления процессом асимметричного упрочнения.

Таким образом, разработанная аналитическая модель позволяет прогнозировать и корректировать толщину упрочненного слоя, величину и форму изгиба нежестких деталей сложной формы в зависимости от способа приложения и величины асимметричной силы обкатывания и других технологических условий.

Установлена комплексная взаимосвязь характеристик поверхностного слоя, величины и формы изгиба деталей различной формы и технологических условий асимметричного упрочнения, обеспечивающая высокое качество и прецизионную точность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зайдес С.А., Кропоткина Е.Ю., Лебедев А.Р. Моделирование процессов поверхностного пластического деформирования. Иркутск: Изд-во ИргТУ, 2004. 309 с.



ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ И ТЕПЛОТЕХНОЛОГИЯХ

А.А. Кудинов, С.К. Зиганшина

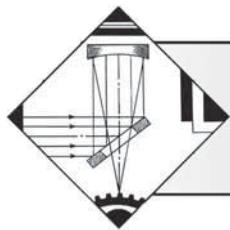
2011. – 374 с. ISBN 978-5-94275-558-4

Цена 1200 р.

Рассмотрены вопросы энергосбережения в теплоэнергетических установках. Представлены результаты экспериментальных исследований, математические модели тепло- и массообменных процессов, методики теплотехнических расчетов теплообменников различного назначения. Обобщены данные экспериментально-теоретических работ в области создания новых тепловых схем котельных установок, конструкций вращающихся регенеративных воздухоподогревателей и вакуумных деаэраторов, совершенствования тепломеханического оборудования паротурбинных и парогазовых ТЭС.

Предназначена для инженерно-технических работников энергетической промышленности, будет полезна преподавателям, аспирантам и студентам теплоэнергетических специальностей вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы: по почте: 107076, г. Москва, Стромьинский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.762.227

Е.В. Агеев (Юго-Западный государственный университет, г. Курск),
В.В. Сирота (Белгородский государственный университет),
Р.А. Латыпов (Московский государственный вечерний металлургический институт)
E-mail: ageev_ev@mail.ru

Исследование свойств изделий из порошков карбида вольфрама и карбида титана, используемых при упрочнении режущего инструмента*

Представлены результаты исследования свойств порошка и заготовок изделий из карбида вольфрама и карбида титана, полученных методом порошковой металлургии и холодного изостатического прессования и используемых при упрочнении режущего инструмента. Установлено, что электроискровое легирование режущего инструмента материалами, полученными электроэрозионным диспергированием отходов твердого сплава, является перспективным методом повышения их стойкости.

Ключевые слова: порошковая металлургия, отходы твердых сплавов, электроэрозионное диспергирование, твердосплавный порошок, свойства порошка и изделий.

The results of studies of the properties of powders and pieces of tungsten carbide products and titanium carbide produced by powder metallurgy and cold isostatic pressing and used in the hardening of cutting tools. Established experimentally that the electric-spark alloying cutting tool materials obtained by dispersing the waste electroerosion carbide, a promising method of increasing their strength.

Keywords: powder metallurgy, hard alloy waste, spark dispersion, carbide powder, powder properties and products.

Введение

Одним из основных направлений современного материаловедения является создание новых материалов и поверхностных слоев с повышенными физико-химическими и эксплуатационными свойствами, разработка экологически чистых ресурсосберегающих технологий их получения.

Перспективным методом для получения на металлических поверхностях покрытий многофункционального назначения, способствующих увеличению ресурса работы, надежности и конкурентоспособности деталей газовых и паровых турбин, транспортных и сельскохозяйственных машин, аппаратов химического производства, инструментов и изделий штамповой оснастки и др., позволяющих восстанавливать работоспособность изношенных поверхностей формированием покрытий с требуемыми свойствами, является метод *электроискрового легирования* (ЭИЛ), впервые предложенный Б.Р. Лазаренко и Н.И. Лазаренко.

Сущность ЭИЛ заключается в обогащении легирующими элементами обрабатываемой поверхности в процессе контактного переноса материала электрода и последующего его проникновения в металл обрабатываемого изделия.

* Работа выполнена в рамках реализации Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг.

К основным преимуществам ЭИЛ относят: локальную обработку поверхности (легирование можно осуществлять в строго указанных местах радиусом от долей миллиметра и более, не защищая при этом остальную поверхность детали); высокую прочность сцепления нанесенного материала с основой; отсутствие нагрева детали в процессе обработки; возможность использования в качестве обрабатываемых материалов как чистых металлов, так и их сплавов, металллокерамических композиций, тугоплавких соединений и т.д.; диффузионное обогащение поверхности катода составными элементами анода без изменения размеров детали-катода; отсутствие необходимости специальной предварительной подготовки обрабатываемой поверхности.

Однако широкое промышленное использование метода ЭИЛ в значительной мере сдерживается из-за недостаточной номенклатуры и высокой стоимости материалов электродов, в качестве которых наиболее часто используются вольфрамсодержащие твердые сплавы.

Анализ исследовательских работ в области твердых сплавов показывает, что большинство из них связано с вопросом экономии вольфрама. Этот вопрос имеет весьма актуальное значение в связи с дефицитом, дороговизной и непрерывным расширением областей применения вольфрама [1].

С экономией вольфрама тесно связаны мероприятия по сбору отходов твердых сплавов и их переработка.

Одним из наиболее перспективных методов переработки отходов твердых сплавов, отличающийся относительно

невысокими энергетическими затратами и экологической чистотой процесса, является метод *электроэрозионного диспергирования* (ЭЭД). Процесс ЭЭД – это разрушение токопроводящего материала в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов [2].

Широкое использование метода ЭЭД для переработки вольфрамсодержащих твердых сплавов в порошковые материалы для их повторного использования сдерживается отсутствием в научно-технической литературе полноценных сведений по влиянию исходного состава, режимов и среды получения на свойства порошков. Поэтому для разработки технологий повторного использования порошков, полученных из отходов вольфрамсодержащих твердых сплавов, и оценки эффективности их использования в качестве материала электродов при упрочнении режущего инструмента требуется проведение комплексных теоретических и экспериментальных исследований.

Цель работы – исследование свойств порошка и заготовка изделий из карбидов вольфрама и титана для повышения надежности и ресурса режущего инструмента и других изделий, а также их реновации.

Исходя из вышесказанного следует, что достижение цели, поставленной в данной работе, возможно при решении ряда взаимосвязанных научных задач теоретического и экспериментального характера, что определяет актуальность и научную ценность исследований в данном направлении.

Методика проведения исследований

При выполнении исследований были использованы отходы спеченных твердых сплавов марки Т15К6, а в качестве рабочей жидкости при ЭЭД использовали дистиллированную воду (ГОСТ 6709–72). На экспериментальной установке [3–5] были получены порошки из данного сплава.

Также в качестве материала исследования были выбраны образцы заготовок из порошка карбида вольфрама и карбида титана цилиндрической формы, полученные изостатическим прессованием (давление 300 МПа) и термообработкой в вакууме при температуре 1500 °С в течение 2 ч. Проведено определение распределения по размерам микрочастиц образцов порошка.

Методом растровой электронной микроскопии с помощью детектора вторичных электронов были исследованы микроструктура и элементный состав образцов порошка.

Гранулометрический анализ образцов порошка выполняли с помощью лазерного дифракционного анализатора размера частиц "Analysette 22 NanoTec", который определяет распределение по размерам частиц в суспензиях, эмульсиях и аэрозолях.

При исследовании данных образцов не потребовалось проводить дополнительную пробоподготовку. Диапазон измерения был выбран максимальный в пределах 0,1...1021,87 мкм, поскольку изначально неизвестен размер частиц порошка. Юстирование лазерного луча проходило автоматически. Чистку системы осуществляли в автоматическом режиме (число циклов выбирали в зависимости от состояния системы и пробы для многократных исследований). Для того чтобы снизить влияние измерительной жидкости, перед каждым измерением проводили фоновое из-

мерение. Любое загрязнение от предыдущих измерений выявляли и устраняли.

Исследуемый образец объемом около 5 мл заливали в модуль для диспергирования в жидкости (объемом 500 мл), обеспечивающий автоматическую промывку. Исследования данного типа порошка проводили с использованием ультразвукового генератора. Измерение начиналось автоматически, как только значение абсорбции достигало указанной величины. В результате измерения получили кривые распределения частиц по размеру: дифференциальные, кумулятивные и др., а также форму частицы (коэффициент элонгации: минимальный, средний, максимальный).

Исследование элементного состава образцов порошка проводили с помощью электронно-ионного сканирующего микроскопа "Quanta 600 FEG" с полевой эмиссией электронов.

С помощью энерго-дисперсионного анализатора рентгеновского излучения фирмы EDAX, встроенного в растровый электронный микроскоп "Quanta 600 FEG", были получены спектры характеристического рентгеновского излучения в различных точках по поверхности образца порошка. На спектре каждому химическому элементу соответствует пик определенной высоты.

Получение образцов для дальнейшего исследования из заготовок изделий спеченного порошка карбида вольфрама проводили механическим способом с помощью автоматического высокоточного настольного отрезного станка "Acuatom-5". Использовали алмазный диск для резки керамик и минералов MOD 15.

Пробоподготовку (шлифование и полирование) поверхности образцов заготовок изделий спеченного порошка карбида вольфрама осуществляли с помощью шлифовально-полировального станка для ручной пробоподготовки "LaboPol-5".

Образец шлифовали бумажной шлифовальной шкуркой вручную или на шлифовальных станках. Шлифование проводили, используя шкурку нескольких номеров с последовательно уменьшающейся зернистостью. Во время шлифования на каждой шкурке следует сохранять одно и то же положение образца, чтобы все риски на его поверхности были параллельны. При переходе к шкурке следующего номера направление шлифования изменяют на 90° и проводят его до полного удаления всех рисков, образовавшихся во время предыдущей операции.

Полирование служит для удаления мелких рисков, оставшихся после шлифования, и получения гладкой зеркальной поверхности. Применяют механический, электролитический и химико-механический методы полирования. Полирование проводят на алмазных кругах. При переходе к кругу следующего номера направление шлифования изменяют на 90° и выполняют его до полного удаления всех рисков, образовавшихся во время предыдущей операции.

Исследование пористости, микроструктуры и размера зерна заготовок изделий из карбида вольфрама осуществляли с помощью оптического инвертированного микроскопа "OLYMPUS GX51", оснащенного системой автоматизированного анализа изображений "SIMAGIS Photolab".

Результаты исследований

Результаты исследования гранулометрического состава порошка карбида вольфрама представлены на рис. 1.

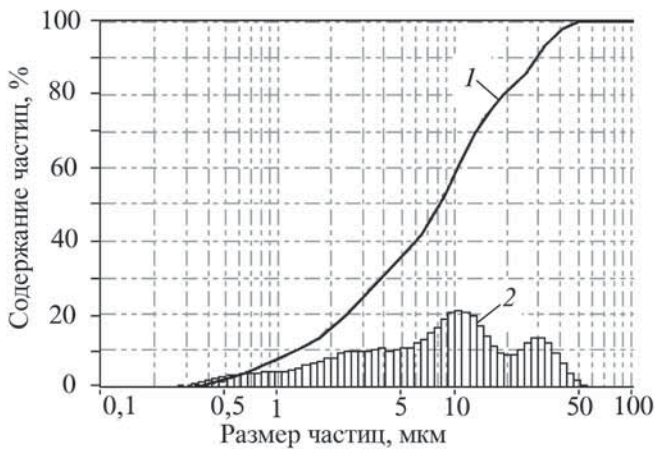


Рис. 1. Распределение по размерам частиц порошка Т15К6:
1 – интегральная кривая; 2 – гистограмма

Экспериментально установлено, что средний размер частиц порошка из сплава Т15К6 составляет 5,12 мкм, удельная площадь поверхности – 30 738,5 см²/см³.

Элементный состав образцов порошка представлен на рис. 2.

Экспериментально установлено, что средний размер зерна составил 1,07 мкм, а общий объем пор – 12,22 %.

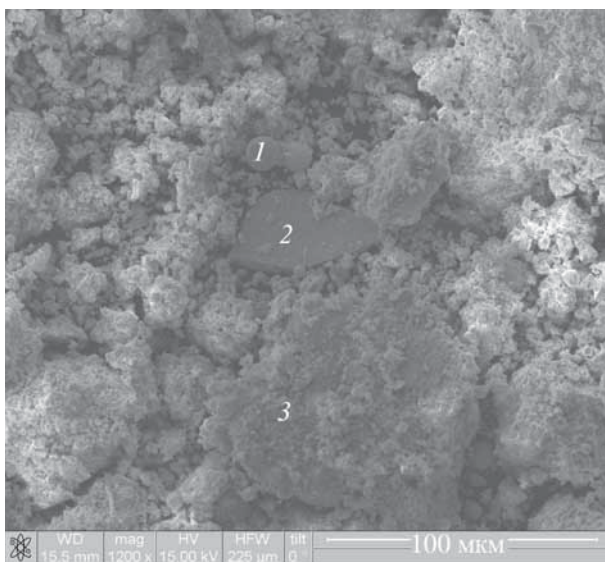
Результаты исследования микроструктуры и элементного состава поверхности образцов заготовок изделий из порошка карбида вольфрама и карбида титана представлены на рис. 3.

Далее проводили ЭИЛ передней режущей поверхности сверл диаметром 12 мм ГОСТ 10903–78 на установке UR-121 и испытания в условиях ООО "Завод по ремонту горного оборудования" (г. Железногорск, акт испытания сверл от 01.03.2010 г.).

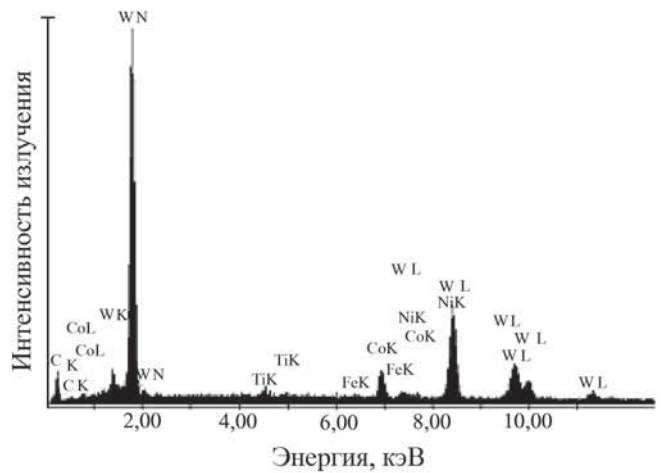
Испытания осуществляли согласно ГОСТ 2034–80 на станке радиально-сверлильном 2М55, материал заготовки – сталь 45 (ГОСТ 1050–88).

В результате испытаний установлено:

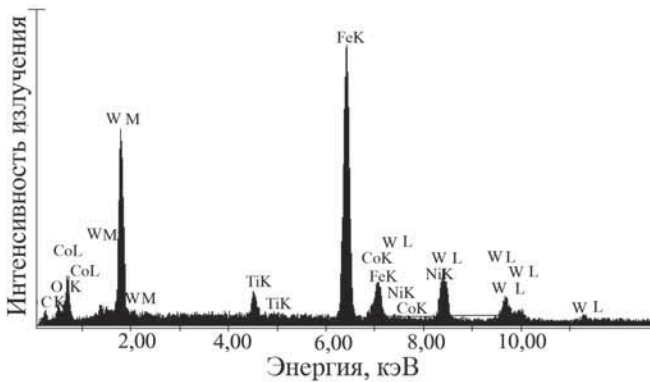
– сверло № 1 с ЭИЛ имеет износ по передней поверхности не более 0,3 мм;



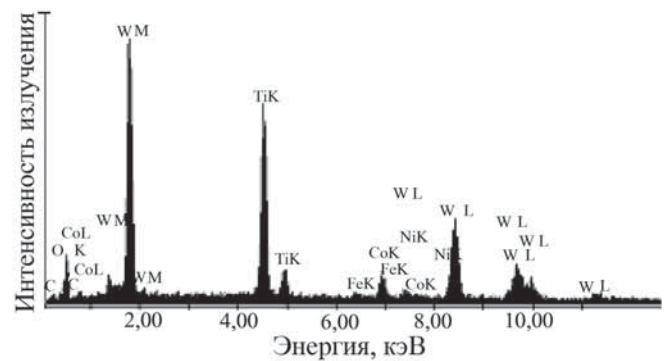
a)



б)

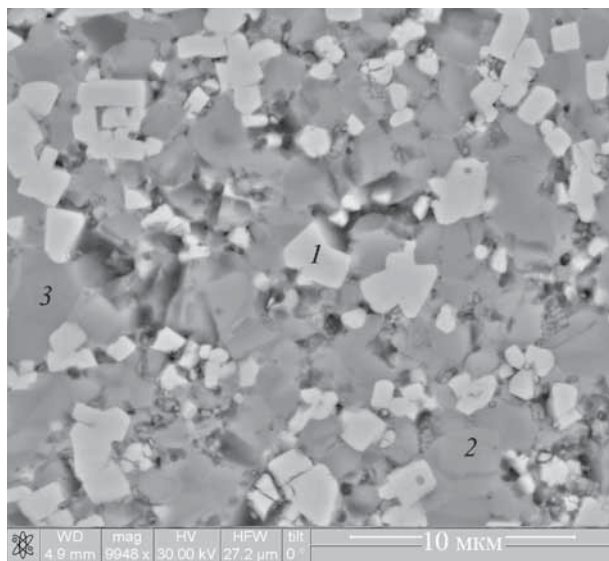


в)

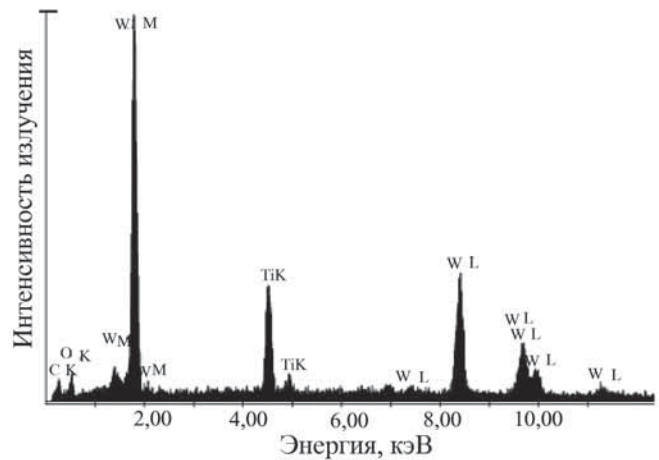


г)

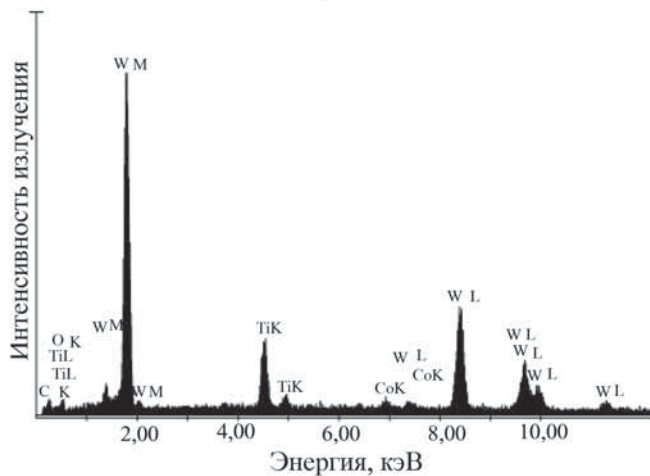
Рис. 2. Морфология (а) и состав образца порошка Т15К6 в точках 1 (б), 2 (в), 3 (г)



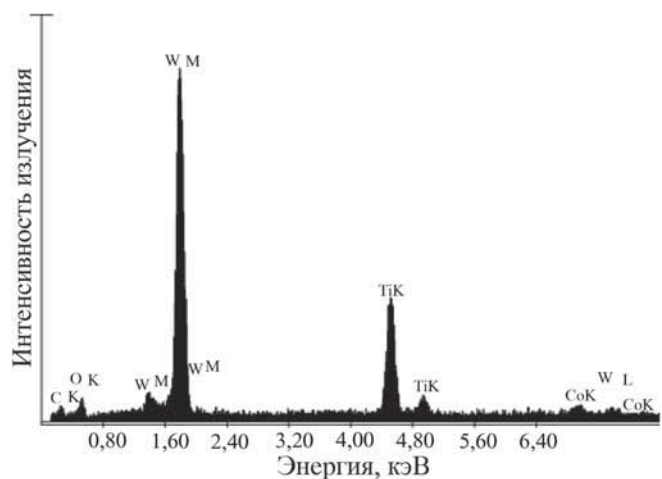
а)



б)



в)



г)

Рис. 3. Морфология (а) и состав образцов заготовок изделий из порошка Т15К6 на участках 1 (б), 2 (в), 3 (г)

– сверло № 2 без ЭИЛ имеет износ по передней поверхности не более 1,3 мм.

Закключение

Средний размер частиц порошка составляет 5,12 мкм, удельная площадь поверхности – 30 738,5 см²/см³.

Основным материалом в образцах является вольфрам. Средний размер зерна составил 1,07 мкм, общий объем пор – 12,22 %.

Фактическая стойкость сверла с ЭИЛ при использовании в качестве материала электрода заготовок из порошка, полученного ЭЭД отходов твердого сплава, в 4 раза выше, чем без ЭИЛ.

Таким образом, на основании вышеизложенного можно считать ЭИЛ режущего инструмента материалами, полученными ЭЭД отходов твердого сплава, перспективным методом повышения их стойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панов В.С., Чувилин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них: учеб. пособие для вузов. М.: МИСИС, 2001. 428 с.
2. Немилев Е.Ф. Электроэрозионная обработка материалов. Л.: Машиностроение, 1983. 160 с.
3. Агеев Е.В., Семенихин Б.А. Выбор оборудования для получения порошковых материалов методом электроэрозионного диспергирования // Материалы и технологии XXI века: сб. ст. VII Междунар. науч.-техн. конф. Пенза: Приволжский дом знаний, 2009. С. 142–146.
4. Агеев Е.В., Семенихин Б.А., Латыпов Р.А. Разработка генератора импульсов установки электроэрозионного диспергирования // Информационно-измерительные, диагностические и управляющие системы. Диагностика – 2009: сб. материалов Междунар. науч.-техн. конф.: в 2-х ч. Ч. 2. Курск, 2009. С. 144–147.
5. Агеев Е.В., Семенихин Б.А. и др. Разработка установки для получения порошков из токопроводящих материалов // Известия Самарского научного центра РАН. 2009. Т. 11(31). № 5(2). С. 234–237.

УДК 629.7.023.225

С.А. Будиновский, С.А. Мубояджян, А.А. Косьмин, С.В. Степанова
(ГНИ РФ "Всероссийский институт авиационных материалов", г. Москва)
E-mail: bbssaa55@mail.ru

Покрyтия для защиты от сульфидно-оксидной коррозии жаропрочных литейных никелевых сплавов

Представлены результаты испытаний на сульфидно-оксидную коррозию при температурах 750...900 °С жаропрочных литейных никелевых сплавов для рабочих лопаток авиационных турбин с ионно-плазменными покрытиями. Показаны преимущества многослойных покрытий, полученных с использованием сплавов на никелевой и алюминиевой основах, в сравнении с серийным однослойным покрытием из сплава на кобальтовой основе. Изучены микроструктура, состав покрытий после испытаний и определены некоторые характеристики прочности композиций сплав-покрытие.

Ключевые слова: суперсплавы, коррозионно-стойкие покрытия, лопатки турбины.

The hot corrosion tests of aviation turbine blades made from nickel superalloys with ion-plasma coatings at temperatures 750...900 °С were studied. Advantages of the multilayer coats for the nickel and aluminum alloys in comparison with a commercial overlay coating for cobalt alloy are shown. The microstructure, composition of coats after tests are studied and some mechanical properties of coated superalloy are spotted.

Keywords: superalloy, corrosion resistant coatings, turbine blade.

Введение

В настоящее время разработчики и производители авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) достаточно часто рассматривают возможность создания газоперекачивающих агрегатов, электрогенераторов средней мощности и других промышленных устройств на основе новых или отработавших свой полетный ресурс авиационных двигателей после внесения в их конструкцию необходимых изменений.

Связано это с ростом рабочих температур в перспективных промышленных газотурбинных установках (ГТУ), что обеспечивает повышение топливной и экономической эффективности, а также снижение экологически вредных выбросов в процессе эксплуатации. Например, в энергетических ГТУ, производимых фирмой Siemens Westinghouse Power Corporation, температура рабочего газа выросла с 879 °С (турбина типа 501А, производство 1968 г.) до 1510 °С (турбина 501/АТС, 2000 г.). Видно, что уровень рабочих температур ГТУ приблизился к показателям авиационных двигателей.

С ростом рабочих температур заметно уменьшается межремонтный ресурс работы ГТУ, который должен составлять несколько десятков тысяч часов, что требует применения материалов повышенной жаропрочности и коррозионной стойкости, в том числе для изготовления рабочих лопаток турбин. Поэтому при разработке новых ГТУ в ряде случаев экономически целесообразно использовать уже существующие материалы и технологии авиационного двигателя.

В отличие от авиационных турбин в промышленных турбинах используется топливо, содержащее ряд примесей, образующих на поверхности деталей горячего тракта агрессивные соединения, содержащие серу и хлор. С этим из опыта эксплуатации ГТУ связывают две области рабочих температур, когда имеет место катастрофическое коррози-

онное разрушение пера лопаток турбин из никелевых сплавов из-за образования на поверхности расплавов солей (сульфитов и сульфатов, а также хлоридов металлов).

Первая область в районе 650...750 °С связана с формированием на поверхности легкоплавких эвтектик типа $\text{NiSO}_4\text{--Na}_2\text{SO}_4$ и $\text{CoSO}_4\text{--Na}_2\text{SO}_4$, которые образуются в том случае, если в топливе или во внешней среде присутствуют сера и ее оксиды. Вторая область существует при 850...950 °С вследствие конденсации на поверхности сульфата натрия Na_2SO_4 , имеющего температуру плавления 884 °С, которая в присутствии хлорида натрия NaCl может понижаться.

Разрушение поверхности пера лопаток турбин при таком совместном воздействии на поверхность кислорода, серы и хлора называют горячей или сульфидно-оксидной коррозией (СОК) [1–5]. С дальнейшим ростом температуры рабочего газа турбины перечисленные выше соединения переходят в газообразное состояние и не накапливаются в поверхности. Определяющим с точки зрения коррозионной стойкости становится процесс высокотемпературного окисления кислородом воздуха.

Для защиты лопаток турбин промышленных ГТУ от СОК применяют покрытия системы $\text{Co}(\text{Ni})\text{--Cr--Al--Y}$ [6, 7]. Образующиеся при взаимодействии с серой соединения CoS (температура плавления 1100 °С) и CrS (1565 °С), находящиеся при рабочих температурах ГТУ в твердой фазе, обеспечивают удовлетворительную коррозионную стойкость покрытия. Состав некоторых серийных коррозионно-стойких покрытий представлен в табл. 1.

Наиболее эффективным зарубежным покрытием этой системы является покрытие GT-29 IN-PLUS™ (General Electric Corporation, США) системы $\text{Ni}(\text{Co})\text{--Al--Cr}$ с добавками редкоземельных металлов. Кроме того, для защиты лопаток ГТУ широко применяют интерметаллидные покрытия на основе соединений $(\text{Ni}, \text{Pt})\text{Al}$ или PtAl , легиро-

Состав сплавов для получения коррозионно-стойких покрытий

Марка сплава	Содержание элемента, %					
	Co	Ni	Cr	Al	Y	Fe
СДП-1	18...22	Основа	18...22	11...13	0,2...0,6	–
СДП-3	Основа	–				0,5
СДП-6		6...10	22...24			–
СДП-13	18...20	Основа	35...38	4...5	0,2...0,5	0,5

ванных Si, Hf, Cr и Zr, например покрытие MDC-152L (Howmet Research Corporation, США).

Цель работы – исследование эффективности применения многослойных ионно-плазменных покрытий на никелевой основе для защиты от СОК жаропрочных литейных никелевых сплавов для лопаток турбин при температурах 750...900 °С. Используемые в работе технология получения покрытий и жаропрочные сплавы разработаны и применяются в авиационном машиностроении.

Методика проведения исследований

Для исследований выбраны ионно-плазменные покрытия, разработанные ранее для защиты лопаток авиационных и транспортных турбин, эксплуатирующихся в условиях СОК. Покрытия представляют собой композицию, которая формируется в процессе вакуумного отжига после нанесения на поверхность защищаемой детали внутреннего слоя из никелевого сплава СДП-1 системы Ni(Co)–Cr–Al–Y и внешнего слоя алюминиевого сплава ВСДП-13 системы Al–Si–Ni–В [8, 9].

В работе исследовали серийное покрытие СДП-6 [6], двухслойные ионно-плазменные покрытия СДП-1+ВСДП-13 [8] и СДП-6+ВСДП-13, а также трехслойное покрытие СДП-1+Ti+ВСДП-13. Серийное покрытие СДП-6 рассматривали в качестве базового для сравнительной оценки коррозионной стойкости ионно-плазменных покрытий.

Введение в композицию СДП-1+ВСДП-13 тонкого слоя Ti (усложняющее технологию получения покрытия) выполняли для легирования поверхности покрытия этим элементом, обладающим высоким сопротивлением сульфидной коррозии. Это позволило провести исследования с использованием серийного сплава СДП-1 без выплавки экспериментального сплава системы Ni(Co)–Cr–Al–Y–Ti. Для получения слоя титана использовали сплав марки VT1-0 (технически чистый титан).

Ионно-плазменные покрытия были получены в две или три стадии. На первой стадии процесса на поверхность образцов из жаропрочных сплавов, рассмотренных в работе, осаждали внутренний слой покрытия из сплавов СДП-1 или СДП-6. Затем на часть образцов с покрытием СДП-1 наносили слой титана толщиной 5 мкм, после чего на все образцы одновременно осаждали слой алюминиевого сплава ВСДП-13 и проводили вакуумную термообработку при

1000 °С в течение 4 ч для формирования внешнего диффузионного алюминидного слоя покрытия.

Покрытия СДП-1 и СДП-6 имели толщину 75...80 мкм. Толщина покрытия из алюминиевого сплава ВСДП-13 до вакуумного отжига составляла 15...18 мкм. После проведения отжига на поверхности покрытий сформировался слой на основе легированного моноалюминид никеля толщиной около 50 мкм.

Покрытия, исследованные в работе, наносили на промышленной установке ионно-плазменного осаждения МАП-2 по серийной технологии [10–13] при силе тока вакуумной дуги 500...700 А, электрическом потенциале подложки 5...10 В в вакууме 10^{-2} Па, что исключало возможность окисления материала покрытий.

Стойкость композиций сплав–покрытие к СОК оценивали по результатам испытаний цилиндрических образцов диаметром 10 мм и длиной 25 мм из четырех жаропрочных литейных никелевых сплавов. Сплав ЖС6У (Ni–Cr–Al–W–Co–Ti–Mo–Nb–C) широко используется в промышленности для изготовления рабочих лопаток турбин с равноосной структурой, ЖС26 (Ni–Cr–Al–W–Co–Ti–Mo–Nb–V–C) с направленной структурой, а сплавы ЖС36 (Ni–Cr–Al–W–Co–Ti–Mo–Nb–Re) и ЖСКС-2 (Ni–Cr–Al–W–Co–Ti–Ta–Re) – для лопаток с монокристаллической структурой, причем последний имеет повышенную коррозионную стойкость за счет увеличения в его составе доли хрома и титана.

При разработке новых коррозионно-стойких защитных покрытий проводят сравнительные лабораторные испытания, которые при относительно небольшой длительности по отношению к ресурсу работы реальных ГТУ позволяют выявить покрытия с наиболее высокими свойствами.

Лабораторные коррозионные испытания покрытий проводят с использованием различных методик. Сложные и дорогие методики предусматривают исследования покрытий в камерах сгорания и на специальных стендах в продуктах сгорания топлива в условиях, близких к натурным. Для сокращения сроков натуральных испытаний в продукты горения топлива впрыскивают водные растворы солей для повышения концентрации агрессивных реагентов.

Более широкое применение в исследованиях нашли тигельные методики. Испытания на СОК в тиглях проводят при нагреве в электрической печи до необходимой температуры с полным или частичным погружением образцов с покрытиями в расплав солей. Расплав солей может быть за-

менен тонким поверхностным слоем смеси солей (солевой коркой), имитирующей отложения золы на поверхности пера лопаток ГТУ. Для приготовления расплавов солей и золовых отложений используют сульфат натрия или его смесь с хлоридом натрия [4, 5, 7].

Сравнение коррозионных свойств покрытий проводят с незащищенным сплавом или с серийными покрытиями по глубине коррозионного повреждения поверхности, потере удельной массы с поверхности образца после удаления продуктов коррозии, числу очагов повреждений на поверхности при точечной коррозии.

В работе использована методика циклических испытаний, разработанная в ВИАМ, для оценки коррозионных свойств жаропрочных сталей и сплавов. Цикл испытаний включает нанесение на поверхность подогретого образца солевой корки из смеси солей Na_2SO_4 и NaCl в пропорции 3:1 распылением водного раствора, выдержку образцов в тиглях на воздухе при температуре испытаний в течение 1 ч и охлаждение до комнатной температуры.

Взвешивание образцов производили после каждых пяти циклов с предварительным удалением продуктов коррозии с поверхности путем промывки образцов в теплой дистиллированной воде. Продолжительность испытаний составила 30 циклов. В экспериментах определяли среднее арифметическое значение удельного изменения массы (изменение массы образца, отнесенное к площади его поверхности) трех образцов каждой исследованной композиции сплав-покрытие.

Выбор методики и температур испытаний провели по результатам предварительных экспериментов, которые показали, что при испытаниях в расплаве тех же солей при температурах 750...900 °С все рассмотренные в работе покрытия обладают удовлетворительной стойкостью к СОК [8].

Методика циклических испытаний с использованием возобновляемой солевой корки на поверхности образцов оказалась наиболее "жесткой" и позволила определить преимущества того или иного покрытия на выбранной базе испытаний.

Металлографические исследования покрытий проводили на оптическом микроскопе "Olympus GX 51", анализ локального химического состава покрытий – на приборе JCMA-733 фирмы JEOL с использованием энергодисперсионного микроанализатора "Inca Energy".

Характеристики длительной прочности определяли на установке ZST2/3-ВИЭТ в соответствии с требованиями ГОСТ 10145 при 1000 °С, а усталости – на испытательной машине МВИ-611М по ГОСТ 25.502 при 900 °С.

Результаты испытаний

На рис. 1 представлены результаты испытаний образцов из жаропрочных сплавов без защитных покрытий на СОК при температурах 750 и 850 °С.

Видно, что в условиях испытаний сплавы ЖС6У, ЖС26 имеют низкую коррозионную стойкость. Сплав ЖС36, содержащий до 4 % титана, имеет удовлетворительную коррозионную стойкость при 750 °С, но с ростом температуры испытаний до 850 °С также демонстрирует существенную потерю массы.

Наиболее высокими коррозионными свойствами обладает сплав ЖСКС-2. Потеря массы с поверхности образцов практически линейно возрастает с увеличением числа циклов испытаний. Продукты окисления и коррозии материала образцов не образуются на поверхности пленок, обладающих защитными свойствами.

На рис. 2 представлены результаты испытаний образцов с ионно-плазменными покрытиями при температурах 750 и 850 °С. Независимо от вида сплава, типа покрытия и температуры испытаний для всех изученных композиций сплав-покрытие в начале испытаний имеет место прирост массы образцов, что связано с образованием на поверхности защитных пленок из продуктов коррозии. Видно, что серийное покрытие СДП-6 обеспечивает защиту сплава ЖС6У от коррозии при температуре испытаний 750 °С, но при 850 °С теряет защитные свойства после 20...25 циклов испытаний.

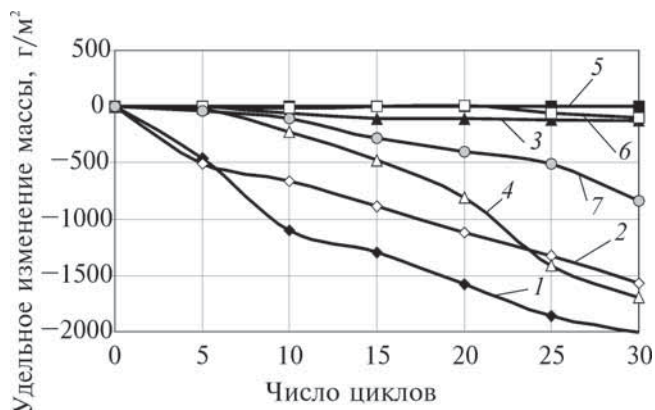


Рис. 1. Зависимости изменения удельной массы образцов в условиях испытаний на СОК от числа циклов:

1, 2 – ЖС6У соответственно при 750 и 850 °С; 3, 4 – ЖС36 соответственно при 750 и 850 °С; 5, 6 – ЖСКС-2 соответственно при 750 и 850 °С; 7 – ЖС26 при 850 °С

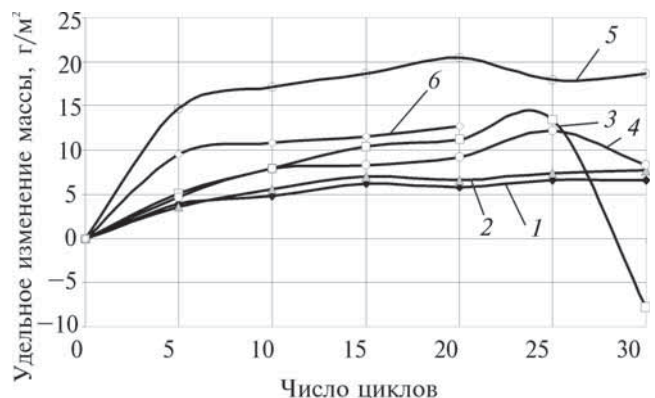


Рис. 2. Зависимости изменения удельной массы образцов с покрытиями в условиях СОК при температурах испытаний 750 °С (ЖС6У: СДП-6 (1), СДП-1+ВСДП-13 (2)) и 850 °С (ЖС6У: СДП-6 (3), СДП-1+ВСДП-13 (4); ЖС36: СДП-1+ВСДП-13 (5); ЖС26: СДП-1+ВСДП-13 (6))

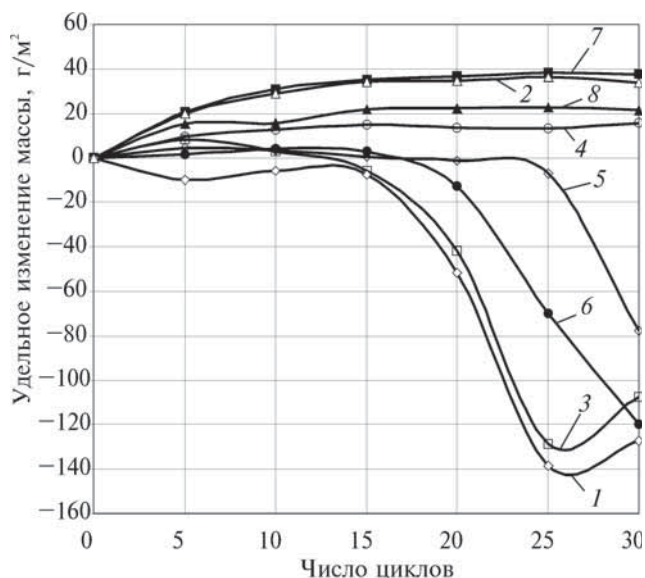


Рис. 3. Зависимости изменения удельной массы образцов из сплавов ЖС26 (СДП-6 (1), СДП-1+ВСДП-13 (2)); ЖС36 (СДП-6 (3), СДП-1+ВСДП-13 (4), СДП-6+ВСДП-13 (5)) и ЖСКС-2 (СДП-6 (6), СДП-1+ВСДП-13 (7), СДП-1(20 мкм)+ВСДП-13 (8)) с покрытиями в условиях СОК при температуре испытаний 900 °С

С ростом температуры испытаний до 900 °С преимущество двухслойного покрытия СДП-1+ВСДП-13 становится более заметным. На сплаве ЖС36 при температуре 900 °С покрытие СДП-6 утрачивает защитные свойства через 10...15 циклов. Проведение алитирования поверхности покрытия СДП-6 с использованием сплава ВСДП-13 несколько улучшает защитные свойства покрытия СДП-6, но в целом общей картины не меняет (рис. 3). Покрытие СДП-1+ВСДП-13 обеспечило защиту сплавов ЖС6У и ЖС36 от СОК в условиях испытаний в течение 30 циклов. Аналогичные результаты получены для сплава ЖСКС-2.

Анализ микроструктуры покрытий (рис. 4) показал, что покрытие СДП-1+ВСДП-13 после 30 циклов испытаний на всех рассмотренных сплавах имеет повреждения на глубину не более 20...30 мкм от поверхности (см. рис. 4, в-д). Появление небольшого числа пор в более глубоких слоях, по-видимому, связано с локальным проникновением серы по дефектам в покрытии на эту глубину.

В покрытии СДП-6 на сплаве ЖС6У после испытаний при 750 °С отсутствуют признаки разрушения (см. рис. 4, а), но после 30 циклов при 850 °С наблюдается коррозионное повреждение на всю толщину покрытия и начало разрушения сплава основы (см. рис. 4, б), что свидетельствует о существенном влиянии температуры испытания на свойства покрытия СДП-6.

Аналогичные повреждения имеет покрытие СДП-6 на сплавах ЖС36 (см. рис. 4, е). На сплаве ЖСКС-2 покрытие СДП-1+ВСДП-13 коррозионных повреждений не имеет. На микроструктуре отчетливо видны блоки моноалюминид никеля более темного цвета на поле шлифа (см. рис. 4, з),

что свидетельствует о том, что покрытие в значительной мере сохранило жаростойкие и коррозионно-стойкие свойства. Покрытие СДП-6 на сплаве ЖСКС-2 также сохранилось и имеет незначительные повреждения в поверхностном слое (см. рис. 4, ж).

В связи с тем, что композиция сплава ЖСКС-2 с покрытием СДП-1+ВСДП-16 показала наиболее высокие результаты при испытаниях в условиях СОК, были проведены исследования влияния покрытия на характеристики длительной прочности и сопротивления усталости этого сплава.

На рис. 5 представлены экспериментальные данные по определению долговечности образцов из сплава ЖСКС-2 без покрытия и с покрытием СДП-1+ВСДП-13 при температуре испытаний 1000 °С и различных напряжениях. Верхняя и нижняя кривые на графике соответствуют средним (вероятность неразрушения 0,5 при доверительной вероятности 0,9) и гарантированным (вероятность неразрушения 0,8 при доверительной вероятности 0,9) значениям длительной прочности сплава ЖСКС-2 с указанием величины достоверности аппроксимации R^2 .

На рис. 6 показаны экспериментальные данные и результаты их линейной аппроксимации, полученные при испытаниях образцов из сплава ЖСКС-2 на чистый изгиб с симметричным циклом нагружения на базе испытаний $2 \cdot 10^7$ циклов при 900 °С. Видно, что покрытие СДП-1+ВСДП-13 не снижает значений длительной прочности и сопротивление усталости сплава ЖСКС-2.

Как отмечалось ранее, хорошие коррозионные свойства сплава ЖСКС-2 и его композиций с покрытиями связаны с особенностями его элементного состава, в частности с повышенным содержанием хрома и титана, что с точки зрения обеспечения жаропрочности не всегда целесообразно. Применение для защиты жаропрочных сплавов от коррозии многослойных ионно-плазменных покрытий позволяет разрешить это противоречие.

В работе были получены и исследованы покрытия СДП-1 (70 мкм)+Ti (5 мкм)+ВСДП-13 (15 мкм) и СДП-1 (20 мкм)+ВСДП-13 (30 мкм). После термообработки в первом случае покрытие было легировано титаном, а во втором — высоким содержанием хрома.

Результаты исследований микроструктуры и элементного состава покрытий на сплаве ЖС36 до и после испытаний на СОК при 900 °С представлены на рис. 7 и в табл. 2, 3. Анализ состояния покрытий после испытаний провели на приборе JСМА-733 в режиме "СОМРО", когда контрастность электронного изображения определяется средней атомной массой химических элементов, и чем выше средняя атомная масса, тем светлее на фотографии микроструктуры исследуемая область или фаза (см. рис. 7, б, в).

В исходном состоянии до испытаний покрытия заметно различаются по составу и структуре. Покрытие СДП-1+Ti+ВСДП-13 имеет многослойную структуру (см. рис. 7, а). Внешний слой покрытия, по-видимому, представляет собой смесь интерметаллидов NiAl+TiAl. Промежуточный слой состоит из моноалюминид никеля, легированный хромом и титаном. Слой на границе со сплавом ЖС36 близок по составу исходному сплаву СДП-1.

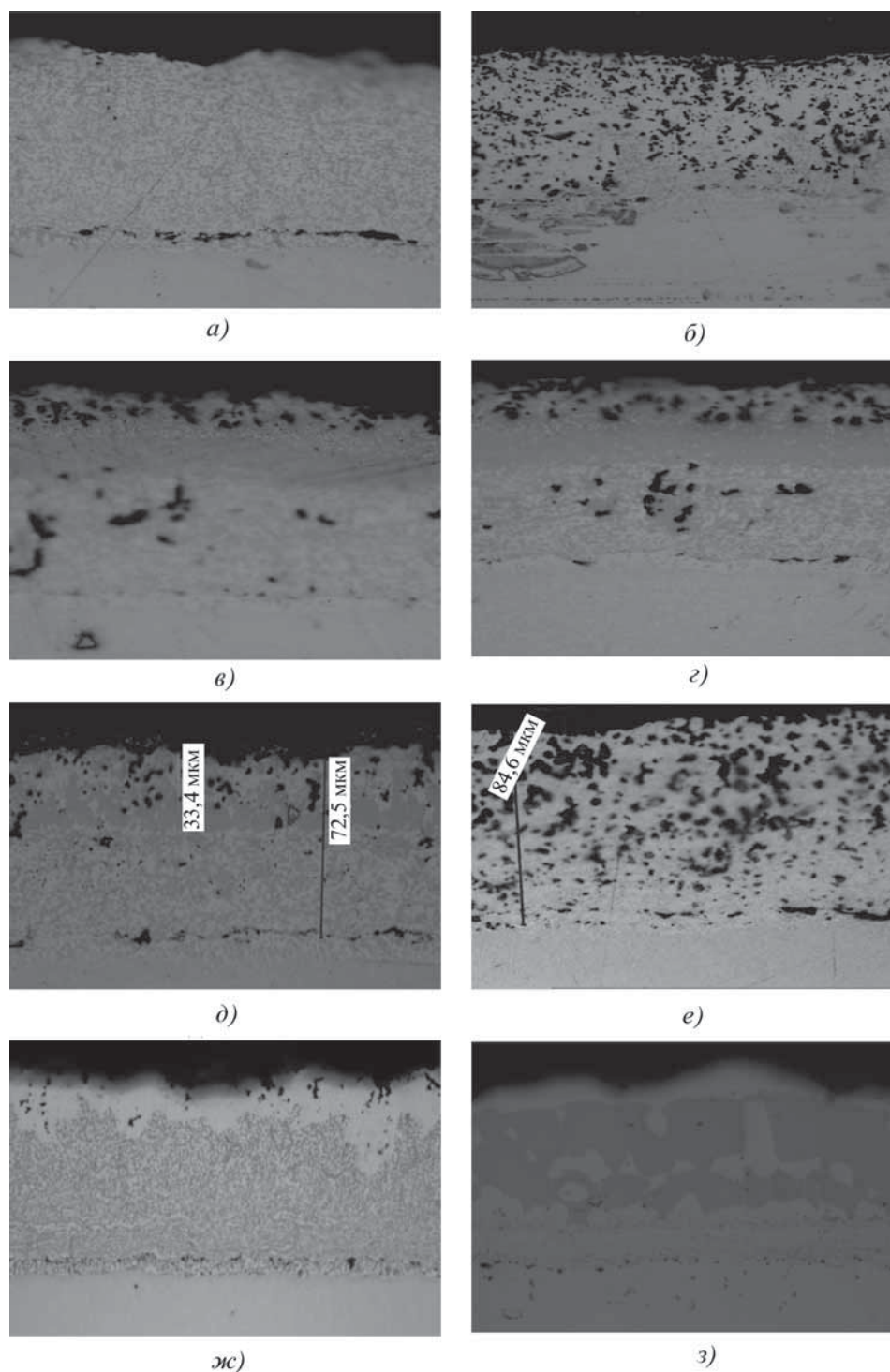


Рис. 4. Микроструктуры покрытий после испытаний на СОК при 750 °С (а, в), 850 °С (б, г, ж) и 900 °С (з) на образцах из сплавов ЖС6У (а–г), ЖС36 (д, е) и ЖСКС-2 (ж, з) с покрытиями СДП-6 (а, б, е, ж) и СДП-1+ВСДП-13 (в, г, д, з) (×500)

Покрытие СДП-1+ВСДП-13 имеет однородную структуру по всей толщине. Зона диффузионного взаимодействия со сплавом ЖС36 более развита в исходном состоянии в сравнении с покрытием СДП-1+Ti+ВСДП-13. На границе

раздела сплав–покрытие сформировались топологически плотноупакованные фазы на основе системы Ni–W–Cr–Re. Кроме того, тугоплавкие металлы вольфрам, ниобий, молибден, присутствие которых, как правило, сни-

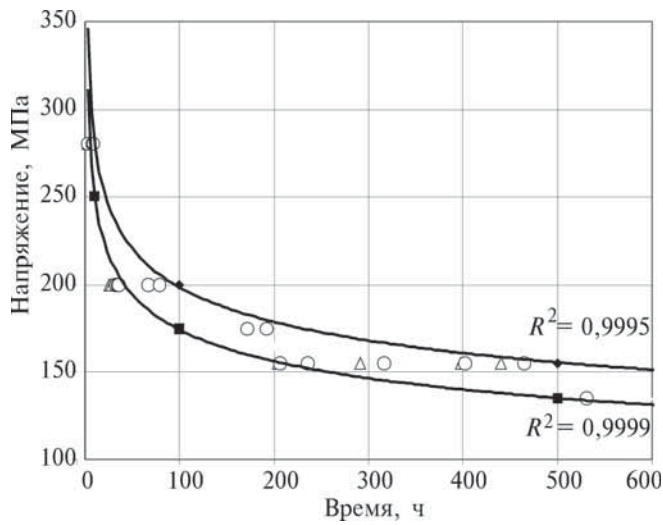


Рис. 5. Характеристики длительной прочности сплава ЖСКС-2 в исходном состоянии и с покрытием СДП-1+ВСДП-13 при температуре 1000 °С:

◆ – средние; △ – без покрытия; ■ – гарантированные; ○ – с покрытием

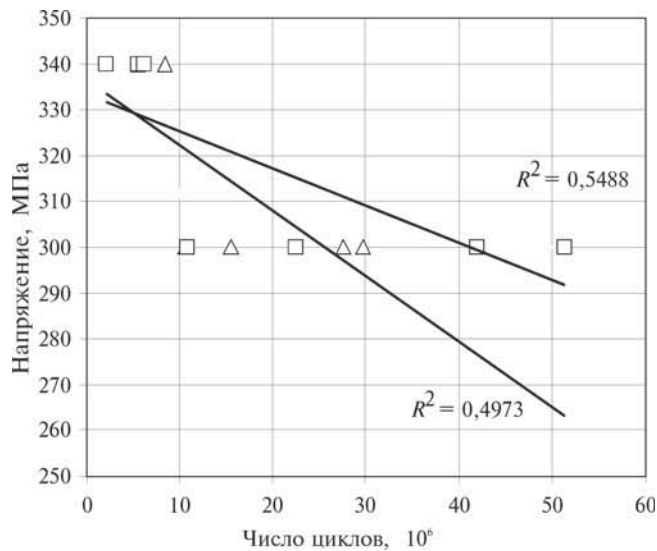


Рис. 6. Сопротивление усталости сплава ЖСКС-2 в исходном состоянии после вакуумной термообработки (△) и с покрытием СДП-1+ВСДП-13 (□) при температуре 900 °С

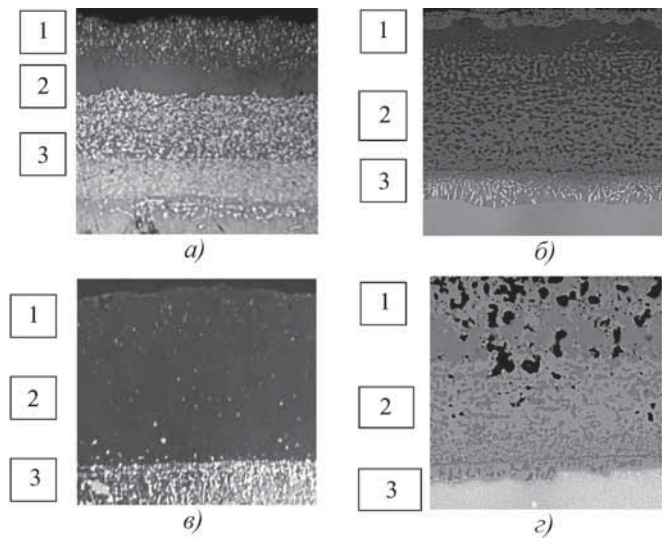


Рис. 7. Микроструктуры покрытий СДП-1 (70 мкм)+Ti(5 мкм)+ВСДП-13 (а, б) и СДП-1 (20 мкм)+ВСДП-13 (в, г) на сплаве ЖСК36 после 30 циклов испытаний при температуре 900 °С (×1000)

жест жаростойкость и коррозионную стойкость, присутствуют в покрытии только на границе раздела сплав–покрытие.

После испытаний оба покрытия в значительном количестве сохранили во внешнем и среднем слоях легирующие элементы, определяющие коррозионную стойкость – хром, кобальт, а также жаростойкость – алюминий. Однако во внешнем слое покрытия СДП-1+ВСДП-13 после испытаний присутствуют продукты коррозии, которые видны на поле шлифа в виде черных включений (см. рис. 7, г). Включения, помимо указанных в табл. 2 элементов по результатам качественного анализа, также содержат кислород, хлор и серу.

Покрытие СДП-1+Ti+ВСДП-13 подобных повреждений не имеет, но внешний слой с высоким содержанием титана полностью утрачен. Однако в целом состояние покрытия удовлетворительное, характерные для СОК коррозионные повреждения в слое покрытия не обнаружены. Введение в состав ионно-плазменного СДП-1+ВСДП-13 слоя титана обеспечило рост коррозионной стойкости в условиях испытаний.

Таблица 2

Локальный химический состав поверхности сплава ЖСК36 с покрытием СДП-1 (70 мкм)+Ti (5 мкм)+ВСДП-13 (15 мкм)

Место анализа	Фаза	Содержание элементов, % мас.								
		Al	Ti	Cr	Co	Mo	W	Nb	Re	Si
До испытаний (см. рис. 7, а)										
1	Средний состав	32,8	31,6	3,7	6,2					0,7
2		22,4	2,8	6,7	15,2	–	–	–	–	–
3		8,4	1,0	22,8	19,2					

Окончание табл. 2

Место анализа	Фаза	Содержание элементов, % мас.								
		Al	Ti	Cr	Co	Mo	W	Nb	Re	Si
<i>После испытаний на СОК (см. рис. 7, б)</i>										
1	Средний состав	13,8	0,8	21,2	19,8	-	-	-	-	0,3
	Светлая	3,4	0,5	47,3	26,1					-
	Темно-серая	22,6	1,2	7,4	16,0					
2	Средний состав	6,6	0,7	24,6	12,7	-	8,1	-	1,1	-
	Светлая	2,8	0,2	36,2	22,7		6,0		1,2	
	Темно-серая	7,3	0,9	6,9	10,8		9,1		1,1	
3	Средний состав	7,1	0,8	9,1	10,3	2,5	11,3	-	1,2	-
	Белая	2,6	0,5	9,3	11,1		26,6		6,0	
Примечание. Ni – остальное.										

Таблица 3

Локальный химический состав поверхности образца из сплава ЖС36 с покрытием СДП-1 (20 мкм)+ВСДП-13 (30 мкм)

Место анализа	Фаза	Содержание элементов, % мас.								
		Al	Ti	Cr	Co	Mo	W	Nb	Re	Si
<i>До испытаний (см. рис. 7, в)</i>										
1	Средний состав	27,4	-	8,5	9,7	-	-	-	-	1,8
2		22,9		8,7	15,6					
3	Средний состав	15,5	1,1	11,6	8,7	1,7	0,5	4,0	0,6	-
	Белая	9,3	1,2	14,6	9,7		19,9	3,3	3,4	
<i>После испытаний на СОК (см. рис. 7, г)</i>										
1*	Средний состав	18,6	0,8	12,2	14,6	-	-	-	-	1,3
	Светлая	10,0	0,9	17,3	12,2					-
	Темно-серая	22,5	0,2	6,4	11,5					
2	Средний состав	16,6	0,8	5,7	11,3	1,87	0,5	4,5	1,1	-
	Светлая	14,7	0,6	5,1	11,5	1,67	5,9	3,8	1,2	
	Темно-серая	18,0		6,1	11,2	-	-	1,1		
3	Средний состав	4,5	4,6	14,2	9,1	-	8,1	-	1,2	-
* Черные включения по данным качественного анализа содержат кислород, серу, хлор.										
Примечание. Ni – остальное.										

Выводы

1. Ионно-плазменное покрытие СДП-1+ВСДП-13 на жаропрочных сплавах ЖС6У, ЖС26, ЖС36 и ЖСКС-2 для лопаток турбин в условиях СОК превосходит по коррозионной стойкости серийное покрытие СДП-6 в 1,5–2 раза по числу циклов испытаний до разрушения при температурах 850...900 °С и не уступает ему при температуре 750 °С.

2. Покрытие СДП-1+ВСДП-13 не снижает длительной прочности сплава ЖСКС-2 при температуре 1000 °С на базе испытаний до 500 ч и многоциклового сопротивления усталости сплава при 900 °С на базе 2·10⁷ циклов нагружения.

3. Для повышения коррозионных свойств покрытия СДП-1+ВСДП-13 в условиях СОК при температурах до 900 °С целесообразно легировать его титаном.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Абраимов Н.В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
2. Коломыцев П.Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1984. 216 с.
3. Орьшич И.В., Матюшенко Н.И., Рабинович А.А. Влияние отложений солей на сопротивление высокотемпературной коррозии лопаток газотурбинных двигателей // Сб. СНТО им. А.Н. Крылова. 1989. № 473. С. 28–36.
4. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. Л.: Машиностроение, 1987. 272 с.

5. Eliaz N., Shemesh G., Latanision R.M. Hot corrosion in gas turbine components // Engineering failure analysis. 2002. № 91. P. 31–43.

6. Кузнецов В.П., Лесников В.П. Коррозионно-стойкий сплав ЧС70У-ВИ и защитные покрытия для лопаток ТВД стационарных и судовых ГТД // Газотурбинные технологии. 2007. № 5. С. 26–27.

7. Качанов Е.Б., Тамарин Ю.А. Покрытия для защиты лопаток турбин от сульфидной коррозии // Технология легких сплавов. 2005. № 1–4. С. 171–180.

8. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. и др. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // Конверсия в машиностроении. 1999. № 2. С. 42–47.

9. Пат. 2348739 РФ, МПК С 23 С 14/38. Способ получения алюминидного покрытия на поверхности изделия из жаропрочного сплава / Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А. Оpubл. 27.10.08.

10. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Промышленная установка МАП-1 для нанесения защитных покрытий различного назначения // Авиационная промышленность. 1995. № 7–8. С. 44–48.

11. Мубояджян С.А., Каблов Е.Н., Будиновский С.А. Вакуумно-плазменная технология получения защитных покрытий из сложнелегированных сплавов // МиТОМ. 1995. № 2. С. 15–18.

12. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Конденсированные и конденсационно-диффузионные покрытия для лопаток турбин из жаропрочных сплавов с направленной кристаллической структурой // МиТОМ. 1996. № 4. С. 15–18.

13. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Терехова В.В. Ионно-плазменные диффузионные алюминидные покрытия для лопаток газовых турбин // МиТОМ. 2003. № 1. С. 14–21.

УДК 533.59

Н.А. Василенко (Институт химических технологий Восточноевропейского национального университета им. В. Даля, г. Рубежное),
В.Л. Дзюба, А.В. Зёма (Восточноевропейский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск)
E-mail: gkl@is.ua

Повышение твердости и адгезионной стойкости прокатных валков из серого чугуна методом ионной имплантации

Модифицирована поверхность чугунных валков ионами Mo+N и Cr+N методом ионной имплантации. Установлено, что поверхностные защитные покрытия CrN и MoN, повышающие поверхностную твердость соответственно в 2,3 и 2,4 раза, продлевают срок службы прокатного инструмента.

Ключевые слова: структура, свойства, нитрид, кинетика роста, ионная имплантация.

In this work as a method of ionic implantation the surface pig-iron rolls by ions Mo+N and Cr+N has been modified. It is established that superficial coatings CrN and MoN which in 2,3 and 2,4 times accordingly raise superficial hardness prolong service life of the rolling tool.

Keywords: structure, properties, nitride, growth kinetics, ionic implantation.

Введение

Современные достижения в области оборудования и вакуумных ионно-плазменных технологий позволяют их рассматривать как наиболее перспективные технологии для упрочнения режущего, волочильного и прокатного инструментов. При этом модифициро-

вание поверхности дает значительный положительный эффект как за счет повышения ресурса работы изделий, так и за счет мероприятий по повышению несущей способности основного материала.

Одной из разновидностей вакуумных ионно-плазменных технологий является метод ионной имплан-

тации [1], позволяющий получать защитные покрытия в нанокристаллическом состоянии, которое характеризуется высокими физическими и технологическими свойствами [2].

Методика проведения исследований

В данной работе методом ионной имплантации была модифицирована поверхность чугуновых валков ионами Mo+N и Cr+N при режимах $U_p = 400$ В; $I_p = 0,5$ А; $U_m = 2$ кВ; $I_m = 50$ мА; $U_{\text{подл}} = 25$ кВ; $I_{\text{подл}} = 35$ мА, при комнатной температуре и рабочем давлении $5 \cdot 10^{-2}$ Па. Время имплантации варьировали от 10 до 90 мин.

Полученные модифицированные слои исследовали на твердость и адгезию, так как эти механические свойства являются важными показателями упрочнения поверхности.

Измерение микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3 по общепринятой методике. Адгезионные свойства нитридных покрытий CrN и MoN исследовали склерометрическим методом (методом царапания) [3].

В качестве индентора использовали алмазный конус Роквелла с углом при вершине 120° , передвигаемый по поверхности покрытия со скоростью 3 см/с. Вертикальная нагрузка на индентор увеличивалась до тех пор, пока не достигалась ее критическая величина, при которой покрытие полностью отслаивалось от подложки, и составляла 0,15...0,35 Н. Данную критическую нагрузку определяли, исследуя царапины металлографическим микроскопом.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 приведена зависимость микротвердости от времени имплантации покрытия нитрида хрома на подложках из серого чугуна СЧ21. Как видно из гра-

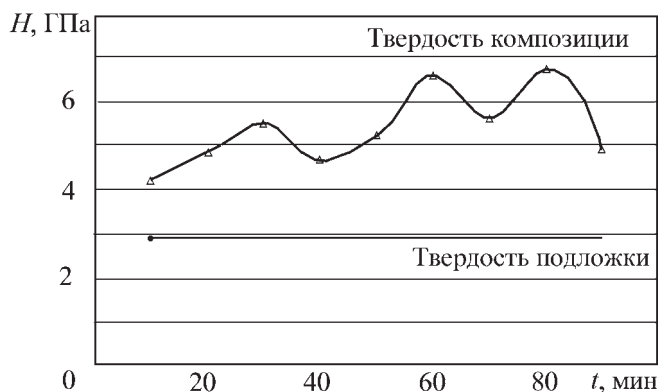


Рис. 1. Зависимость микротвердости от времени имплантации покрытия нитрида хрома на подложках из серого чугуна СЧ21

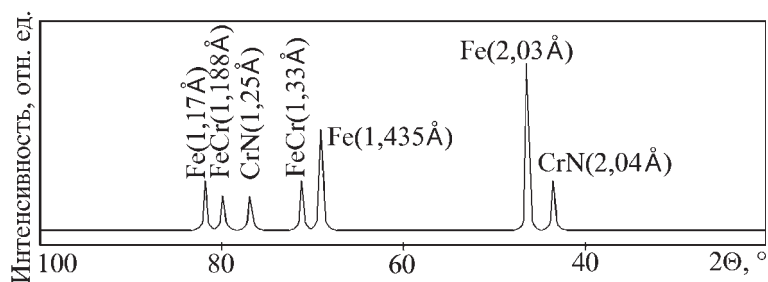


Рис. 2. Фрагмент дифрактограммы покрытия, полученного на подложке из СЧ21 методом ионной имплантации при модификации поверхности ионами Cr и N (70 мин)

фика, данная зависимость имеет неоднородный характер. От 10 до 60 мин модификации поверхности микротвердость линейно возрастает, что свидетельствует о формировании нитридных фаз уже на начальных этапах имплантации.

Далее наблюдается некоторое снижение микротвердости (70 мин имплантации), что, по-видимому, связано с образованием в данный момент времени на поверхности чугуновых подложек соединения FeCr (рис. 2). Максимальная микротвердость покрытия наблюдается на 70 мин модификации поверхности и составляет 6,7 ГПа, что в 2,3 раза превышает твердость немодифицированной подложки.

Зависимость микротвердости покрытия нитрида молибдена на подложках из серого чугуна СЧ21 от времени имплантации представлена на рис. 3. Данная зависимость имеет такой же характер, как и в случае покрытия нитрида хрома. Максимальная микротвердость покрытия MoN на подложках из серого чугуна СЧ21 достигает 7,2 ГПа и превышает твердость подложки в 2,4 раза, что несколько выше, чем в случае покрытия CrN на тех же подложках.

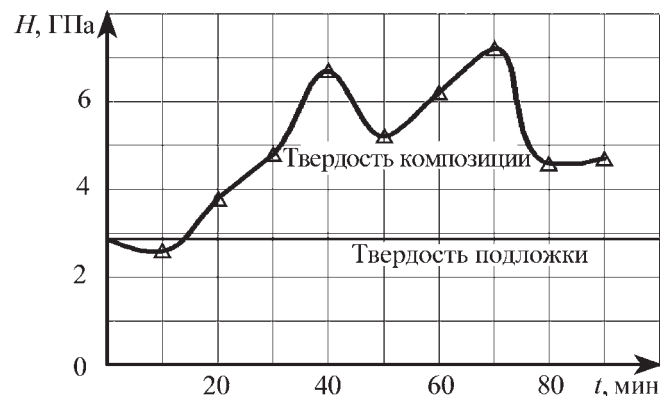


Рис. 3. Зависимость микротвердости от времени имплантации покрытия нитрида молибдена на подложках из серого чугуна СЧ21

Оценка величины адгезии, ГПа, покрытий MoN и CrN на подложках СЧ21

Нагрузка на индентор, Н	Время имплантации, мин								
	10	20	30	40	50	60	70	80	90
<i>MoN-покрытие</i>									
0,35	2,27	2,36	2,65	2,88	2,76	2,45	3,13	2,76	2,55
0,25	3,28	4,92	3,46	4,92	4,62	4,92	4,62	5,63	5,26
0,15	15,48	14,28	14,48	12,62	19,71	19,80	19,71	12,09	12,62
<i>CrN-покрытие</i>									
0,35	2,01	2,27	2,27	2,36	2,36	2,45	2,45	2,45	2,55
0,25	3,28	3,92	3,46	3,82	3,47	3,42	3,31	4,43	4,26
0,15	12,48	12,62	14,48	12,62	12,71	12,20	11,71	11,09	10,22

Данные по оценке величины адгезии модифицированных нитридных покрытий приведены в таблице.

Результаты склерометрических исследований модифицированных нитридных покрытий приведены на рис. 4, 5 (см. с. 4 обложки).

Из данных по оценке величины адгезии поверхности видно, что с увеличением времени имплантации величина адгезии возрастает. Максимальные значения адгезии (19,71 ГПа для нитрида молибдена и 14,48 ГПа для нитрида хрома) свидетельствуют об увеличении глубины модифицированного покрытия, т.е. имеет место термическая и радиационно-стимулированная диффузия.

Вывод

Для повышения механических свойств чугунных прокатных валков рекомендуется использовать по-

верхностные защитные покрытия CrN и MoN, которые в 2,3 и 2,4 раза соответственно повышают поверхностную твердость, а следовательно, продлевают срок службы прокатного инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ионная** имплантация и лучевые технологии / под. ред. Дж.С. Вильямса, Дж.М. Поута. Киев: Наукова думка, 1988. 360 с.
2. **Дзюба В.Л., Кляхина Н.А., Зёма А.В.** Оптимизация свойств защитных покрытий для прокатного инструмента // Научный вестник ДГМА. 2009. № 2 (5Е). С. 36–40.
3. **Тополянский П.А.** Исследование адгезионных свойств и механизма образования покрытия, наносимого методом финишного плазменного упрочнения // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки: материалы 7-й Междун. практ. конференции-выставки 12–15 апреля 2005 г. Санкт-Петербург: СПбГПУ, 2005. С. 316–333.



УДК 621.787.669

А.И. Гордиенко, И.Л. Поболь (Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск),
 М.Л. Хейфец (ГНПО "Центр" НАН Беларуси, г. Минск),
 А.А. Шипко (Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск)
 E-mail: mlk-z@mail.ru

Электронно-лучевое упрочнение поверхностей титановых сплавов с покрытиями

Рассмотрены технологические процессы, сочетающие нанесение гальванического, химического, детонационного покрытий, оплавление покрытий и основы с формированием переходного диффузионного слоя при электронно-лучевом поверхностном нагреве. Показано, что электронно-лучевые технологии позволяют целенаправленно изменять структуру, химический и фазовый составы поверхностных слоев для улучшения физико-механических и эксплуатационных свойств изделий из титановых сплавов.

Ключевые слова: электронно-лучевые технологии, титановые сплавы, гальваническое, химическое, детонационное покрытия, физико-механические и эксплуатационные свойства.

The technological processes combining galvanic, chemical, detonation coating and its melting and the basis with formation of a transitive diffusive layer at electron beam surface heating are considered. It is shown that electron beam technologies allow to change purposefully structure, chemical and phase composition of surface layers for the purpose of improvement of physico-mechanical and operational properties of products from titanic alloys.

Keywords: electron beam technologies, titanic alloys, galvanic, chemical, detonation coatings, physico-mechanical and operational properties.

Введение

Титан и его сплавы обладают уникальным комплексом свойств — высокой прочностью, коррозионной стойкостью и низким удельным весом. Благодаря своим физико-механическим свойствам в условиях статического и динамического нагружения титановые сплавы являются перспективными материалами для авиакосмической и автомобильной промышленности [1, 2]. Однако широкое использование титановых сплавов сдерживается из-за их неудовлетворительных триботехнических характеристик. Один из способов улучшения фрикционных свойств сплавов — создание модифицированных поверхностных слоев [3, 4].

Перспективным направлением создания износостойких покрытий является нанесение на основу из титановых сплавов порошковых смесей, включающих оксиды, карбиды и нитриды титана, кремния, вольфрама и др. Для достижения оптимальной толщины и гомогенности данных покрытий целесообразно применять высокоэнергетические методы их нанесения, такие как лазерный, плазменный, электронно-лучевой нагрев, позволяющие получать покрытия требуемой толщины (вплоть до нескольких миллиметров) [4–6].

Электронно-лучевые технологии позволяют целенаправленно изменять структуру, химический и фазовый состав поверхностных слоев, что приводит к существенному увеличению их физико-механических и эксплуатационных свойств [7–8].

Методы проведения исследований

Электронно-лучевой нагрев поверхности с гальваническим, химическим, детонационным покрытием — технологический процесс, сочетающий нанесение и оплавление

покрытия и его основы с формированием переходного диффузионного слоя большой толщины (рис. 1).

Оплавленный слой в зависимости от режима термообработки, толщины и состава покрытия может иметь как мелкоблочную, так и ячеистую структуры [5–8].

Формирование структуры определяют начальные условия — оплавление с высокой скоростью и быстрое охлаждение оплавленного слоя, а также граничные условия — траектория и скорость перемещения электронного пучка. Поэтому результаты расчетов температурных полей сравнивали с полученными рентгеноструктурным анализом и электронной микроскопией распределениями по глубине H микроструктур фазового, элементного состава, твердости HRC_3 и микротвердости H_u поверхностных слоев. Данные рентгено-

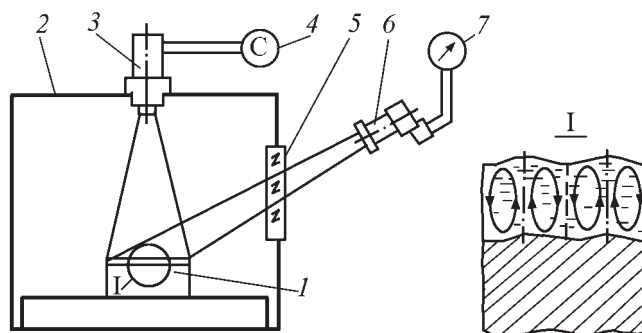


Рис. 1. Схема электронно-лучевого нагрева поверхности с покрытием:

1 — обрабатываемая деталь; 2 — вакуумная камера; 3 — электронная пушка; системы фокусирования и развертки; 4 — секундомер; 5 — иллюминатор; 6 — пирометр; 7 — милливольтметр

структурного анализа и растровой электронной микроскопии обрабатывали по рассмотренным в [9, 10] методикам.

Результаты исследований и их обсуждение

Электронно-лучевой нагрев поверхности изделий из титановых сплавов ВТ6 и ВТ9 при толщине видимой части закаленного слоя до 1,3 мм увеличивает размеры β -превращенного зерна по сечению обрабатываемых поверхностей до 150 мкм (рис. 2, а). Размер мартенситных пластин определяется не только диаметром зерна, но и структурной микронеоднородностью, возникшей из-за торможения диффузионных процессов при нагреве электронным лучом и вследствие высоких скоростей охлаждения.

Фазовый состав поверхности изделий, прошедших нагрев, определяется присутствием мартенсита двух типов α' и α'' с переменной концентрацией β -стабилизирующих легирующих элементов. Это связано с широким спектром концентраций в структуре при растворении α -фазы в момент $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения в условиях скоростного нагрева. Значение твердости при этом постепенно снижается от 43...45 HRC₃ на поверхности до 24...37 HRC₃ в материале основы.

Распределение Al и Ti позволяет выделить два поверхностных слоя (рис. 2, б). В первом слое глубиной 140...160 мкм наблюдается их гомогенное распределение, причем концентрация Al примерно в 2 раза ниже, чем в исходном сплаве. Во втором – обнаружено повышенное содержание Al и пониженное Ti. С удалением от поверхности в структуре сплава сохраняется большое количество остаточной α -фазы, а также участков β -твердого раствора с пониженной концентрацией Mo, образовавшихся в условиях быстрого нагрева при растворении частиц α -фазы (рис. 2, в).

Следовательно, перепад концентрации легирующих элементов в микрообъемах усиливается с удалением от поверхности. Если учесть, что α -фаза, а также участки β -фазы с пониженным содержанием Mo имеют повышенную концентрацию Al, то можно предположить, что в процессе электронно-лучевого нагрева возникает направленное движение атомов Al в зоны с наименьшей концентрацией легирующих элементов. Им соответствуют объемы α -фазы, граничащие с нерастворенными частицами и зонами пониженной концентрации Mo и расположенные в более

удаленных от поверхности участках твердого раствора. С повышением температуры нагрева поверхностные участки β -твердого раствора стремятся к равновесному состоянию, нерастворившаяся α -фаза, а также зоны с перепадом концентраций удаляются от поверхности, концентрационные условия процесса меняются.

При электронно-лучевом оплавлении поверхности изделий из титановых сплавов (рис. 3) в результате термокапиллярной конвенкции, обусловленной зависимостью поверхностного натяжения от значительного изменения температуры, по всей обрабатываемой поверхности в сечении электронно-лучевых кратеров по направлению силы тяжести послойно формируются ячейки гексагонально-цилиндрической формы [4, 5, 7, 8].

Микроструктура сплавов ВТ6 и ВТ20 после закалки из жидкого состояния представляет собой достаточно плотно упакованные ячейки диаметром 5...7 мкм (см. рис. 3, а, б). Микропоры на стыках нескольких зерен имеют диаметр до 1 мкм. В зоне, переходной от ячеистой к β -превращенной структуре, количество и размер ячеек постоянно уменьшаются, величина зерна составляет 100...200 мкм (см. рис. 3, в, г). Во внутренней структуре максимальный размер игл мартенсита соответствует диаметру ячейки (см. рис. 3, д, е).

Искажение гексагональной формы ячеек растет с увеличением легированности сплава. По этой же причине на участках ячеистой структуры частично сохраняются границы бывших β -зерен (рис. 3, б, г).

В процессе образования диссипативных структур в жидкой фазе происходит интенсивное перераспределение легирующих элементов; у стенок и по углам ячеек скапливаются элементы, понижающие поверхностное натяжение. Интенсивное концентрационное расслоение β -фазы подтверждается появлением в однофазном псевдо α -сплаве ВТ20 легированного α'' -мартенсита в областях с ячеистой структурой.

Параметры структуры $\alpha(\alpha')$ -фазы изменяются от $a = 2,922$; $c = 4,667$ в исходном состоянии до $a = 2,923$; $c = 4,729$ у ячеистой структуры, т.е. тетрагональность α' -мартенсита увеличивается. Параметры α'' -мартенсита следующие: $a = 2,952$; $b = 5,294$; $c = 4,691$. С образованием в структуре сплава ВТ20 мартенситной α'' -фазы появляется возможность его термоупрочнения.

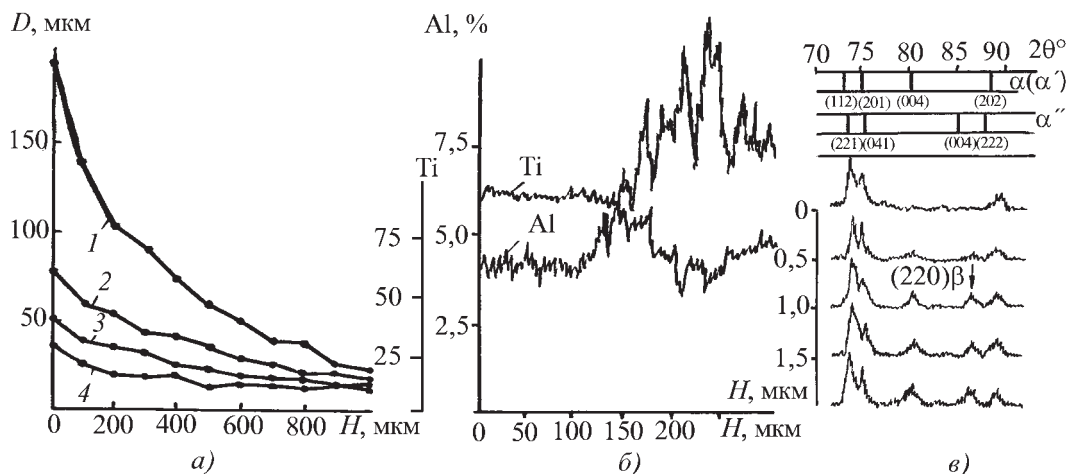


Рис. 2. Зависимости распределения по глубине поверхностного слоя размера зерна (а) от температуры электронно-лучевого нагрева 1700 °С (1), 1500 °С (2), 1400 °С (3); 1300 °С (4); концентрации Ti и Al (б) для сплава ВТ9 и дифрактограммы (в) после закалки со скоростью нагрева 300 °С/с до 1100 °С для сплава ВТ6

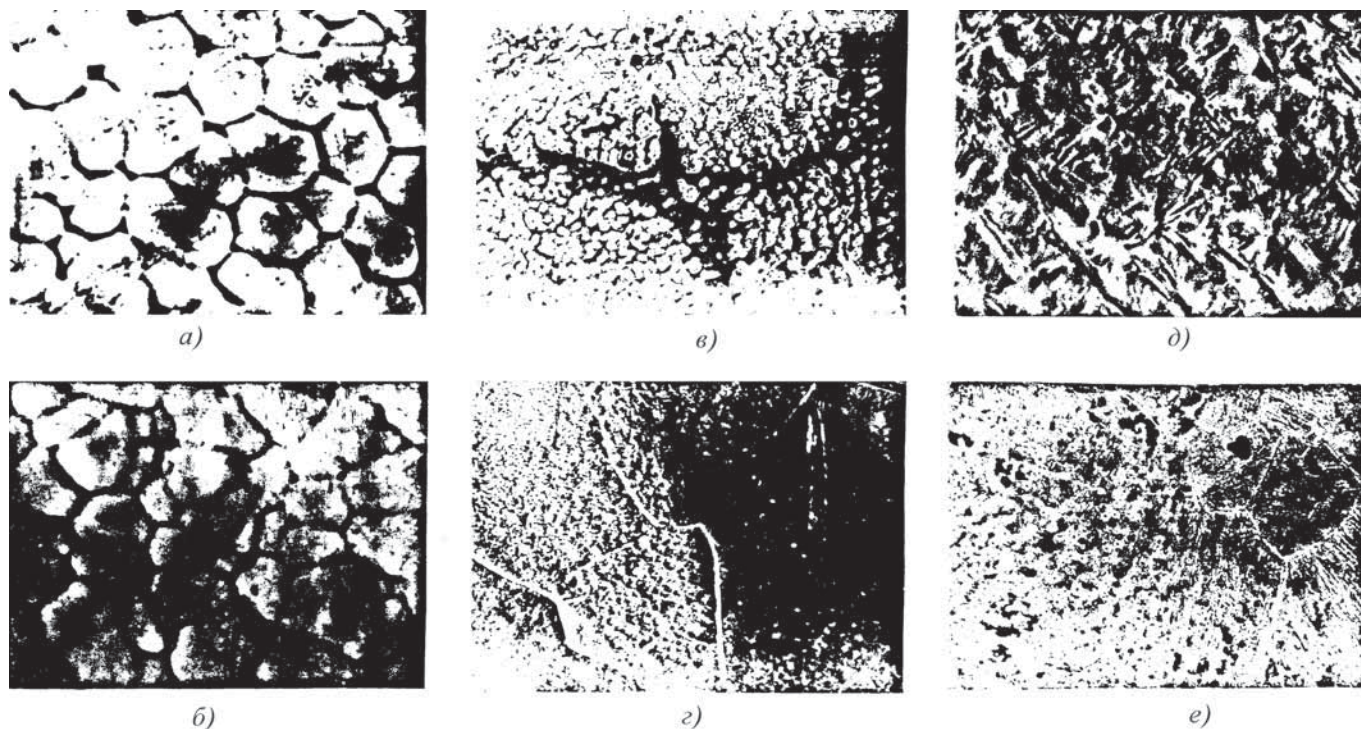


Рис. 3. Ячеистые структуры (а, б, д) ($\times 3000$) и переходные зоны (в, з, е) ($\times 300$) на сплавах ВТ20 (а, в, д, е) и ВТ6 (б, з) с непрогравленной (а–з) и протравленной (д, е) поверхностями после электронно-лучевого нагрева удельной мощностью 3 кВт/см^2 в течение 1 с

Электронно-лучевой нагрев оксидированных поверхностей сплавов ВТ6 и ВТ23 позволяет увеличить микротвердость как в пределах диффузионного слоя, так и под ним, что свидетельствует о продвижении кислорода в более глубокие слои. Толщина альфированного слоя возрастает при этом в 4 раза.

Электронно-лучевой нагрев сплавов после силицирования вызывает перераспределение Al дальше от поверхности. Бывший альфированный слой возрастает вдвое, становится более пористым и частично претерпевает мартенситное превращение. Общая толщина и пористость слоя силицидов также увеличиваются [7, 8].

При электронно-лучевом нагреве сплава ВТ20 с гальваническим хромовым покрытием формируется структура с диаметром зерна $10\text{--}20 \text{ мкм}$. Толщина диффузионного слоя и остаточного покрытия при этом составляет соответственно $10\text{--}12$ и $5\text{--}6 \text{ мкм}$. Максимальная величина зерна Cr в 3–5 раз больше толщины самого покрытия.

Этот эффект можно объяснить наличием границы покрытия с диффузионной зоной и влиянием термического травления при обработке в вакууме [5–8]. С повышением температуры нагрева сплошность хромового покрытия нарушается. Из-за большей интенсивности процессов граничной диффузии Cr диффундирует по границам β -зерен Ti в титановую матрицу сплава ВТ20. Размер зерна подложки при этом составляет $80\text{--}120 \text{ мкм}$.

При дальнейшем нагреве начинается плавление металида TiCr_2 с образованием при кристаллизации характерной мелкоблочной структуры. Размер блоков составляет $2\text{--}10 \text{ мкм}$, толщина диффузионного слоя около 30 мкм . Электронно-лучевой нагрев по режимам диффузионного насыщения обеспечивает

существование в поверхностных слоях твердого раствора легирующих элементов в α -Ti и соединения TiCr_2 .

Наличие α -Ti практически по всей толщине диффузионного слоя свидетельствует о большем количестве в слое Ti, чем Cr, который полностью связан с α -Ti в TiCr_2 . Ниже по сечению, где концентрация Cr недостаточна для образования соединения TiCr_2 , Cr образует с Ti β -твердый раствор [7, 8].

При электронно-лучевом нагреве исходного никелевого покрытия его зеренная структура нарушается. После повышения температуры нагрева в результате перекристаллизации поверхностной зоны структура сплава ВТ20 состоит из равноосных зерен диаметром $10\text{--}30 \text{ мкм}$ с явно выраженной мартенситной внутриверенной структурой. Мартенсит на основе твердых растворов, а также β -твердый раствор Ni в Ti образуются в более удаленных от поверхности слоях.

Формирование четко выраженных границ зерен обусловлено преимущественной диффузией Ni по границам β -зерен сплава ВТ20 с образованием металлических соединений. При резком увеличении интенсивности нагрева послойного разделения металидов по толщине слоя не наблюдается вследствие возникновения конвекционных потоков в жидкой фазе [4–6].

При электронно-лучевом нагреве хромового покрытия с подслоем Ni на титановом сплаве ВТ20 в системе Ti–Ni–Cr идет взаимное образование твердых растворов (рис. 4, а–в). Cr переходит в твердый раствор с Ni, эвтектическая реакция с образованием жидкой фазы на основе Ti_2Ni протекает на границе никелевого подслоя с титановой подложкой (рис. 4, з). Эвтектический слой кристаллизуется в виде дендритов длиной $8\text{--}12 \text{ мкм}$ перпендикулярно границе раздела (рис. 4, д).

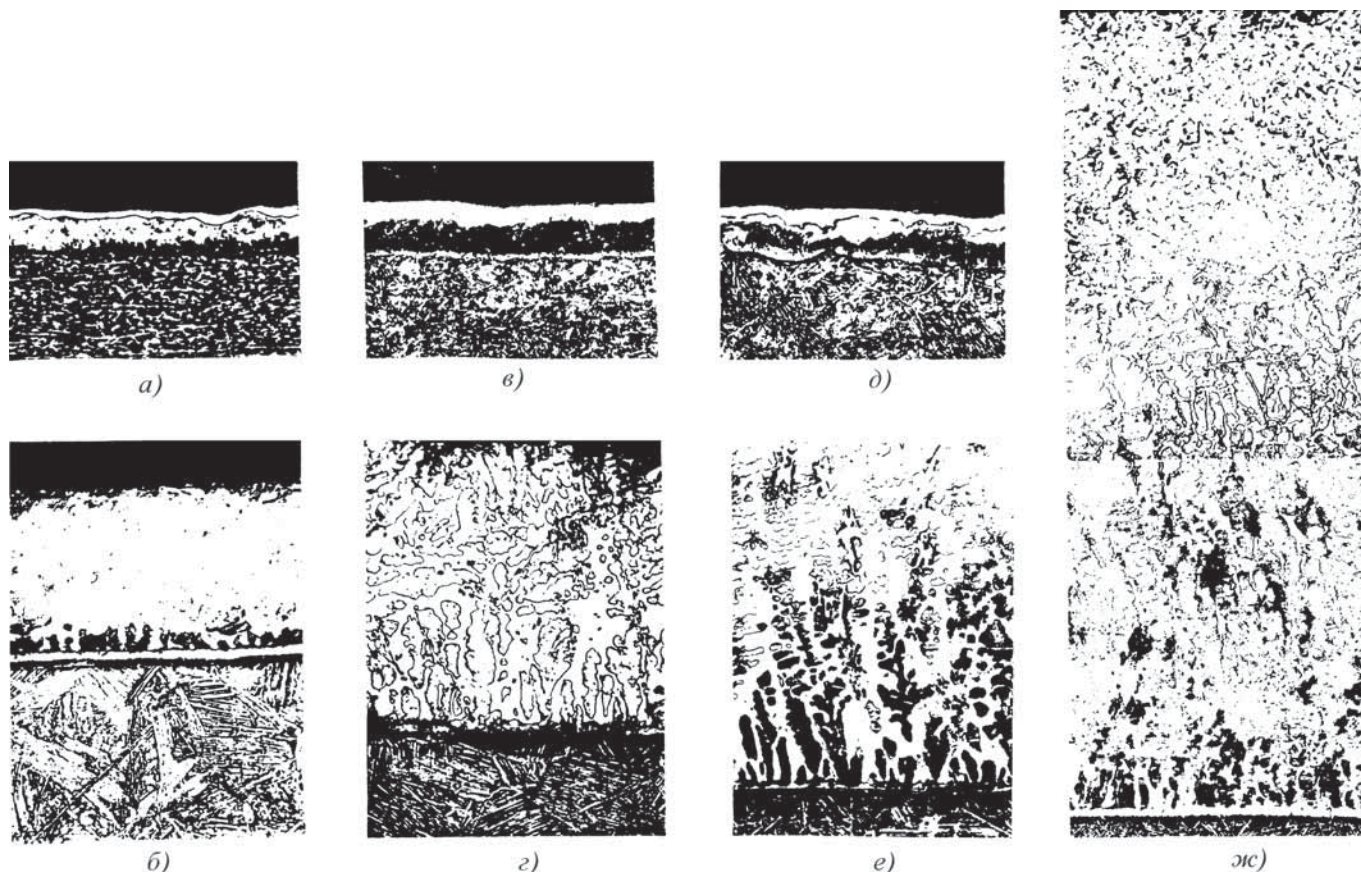


Рис. 4. Микроструктуры поверхностного слоя сплава VT20 с Ni–Cr покрытием после электронно-лучевого нагрева до, °С: а – 700; б – 800; в – 900; г – 1000; д – 1100; е – 1200; жс – 1300 (×300)

С дальнейшим увеличением температуры толщина диффузионного слоя достигает 300 мкм (рис. 4, е) [7, 8]. С развитием эвтектических реакций в ванне расплава возникают конвекционные потоки, ускоряющие обмен элементами между покрытием и подложкой, что приводит к увеличению роста упрочненных слоев и гомогенизации диффузионной зоны (рис. 4, жс).

Электронно-лучевой нагрев поверхности с детонационным покрытием на основе WC + 15 % Ni (рис. 5, а) приводит к разделению покрытия и прилегающего слоя основы сплава VT9 на ряд характерных зон (рис. 5, б). За счет диффузии Ni из внутренних слоев покрытия в Ti образуется зона твердого раствора Ni в Ti, а также расположенные над ней взаимосвязанные зоны эвтектики $\beta + Ti_2Ni$ и металллада Ti_2Ni , в которых концентрация Ni значительно возрастает (рис. 6, а, б). Общая толщина этих зон составляет около 20 мкм.

Вместе с Ni в титановую подложку диффундирует до 5 % W, образующего твердый раствор в Ti. Концентрация Ti плавно снижается по направлению к поверхности, а Ni остается примерно одинаковой. В процессе нагрева Al активно диффундирует через покрытие к поверхности [5–8]. Повышение температуры нагрева вызывает превращение сложной структуры всего объема покрытия в смесь эвтектики с частицами карбида вольфрама округлой формы (см.

рис. 5, в). Поверхность покрытия после такой обработки приобретает мелкоблочное строение с размером блоков до 1 мкм (см. рис. 5, г).

При электронно-лучевом нагреве покрытия на основе WC + 25 % Co (рис. 7, а) на границе раздела с подложкой происходит образование соединений Ti с металлом-связкой (рис. 7, б).

Появление жидкой фазы резко интенсифицирует диффузионные процессы. Толщина превращенного слоя, в котором роль связки выполняет эвтектика на основе $TiCo_2$, до 15 раз превышает толщину металлдных слоев в титановой подложке (рис. 7, в, г). Это связано с более высокой скоростью диффузии Ti в металле-связке, а также с положительным градиентом температур в направлении диффузии Ti [7, 8].

Основное изменение характера распределения микротвердости по сечению сплава с детонационным покрытием связано с созданием плавного перехода между твердым покрытием и титановой основой (см. рис. 6, в). Твердость поверхностного слоя толщиной 0,1...0,15 мм после электронно-лучевого нагрева сохраняется на уровне исходного твердого сплава при более низкой твердости внутренней части покрытия и более высокой твердости титановой основы [5, 6].

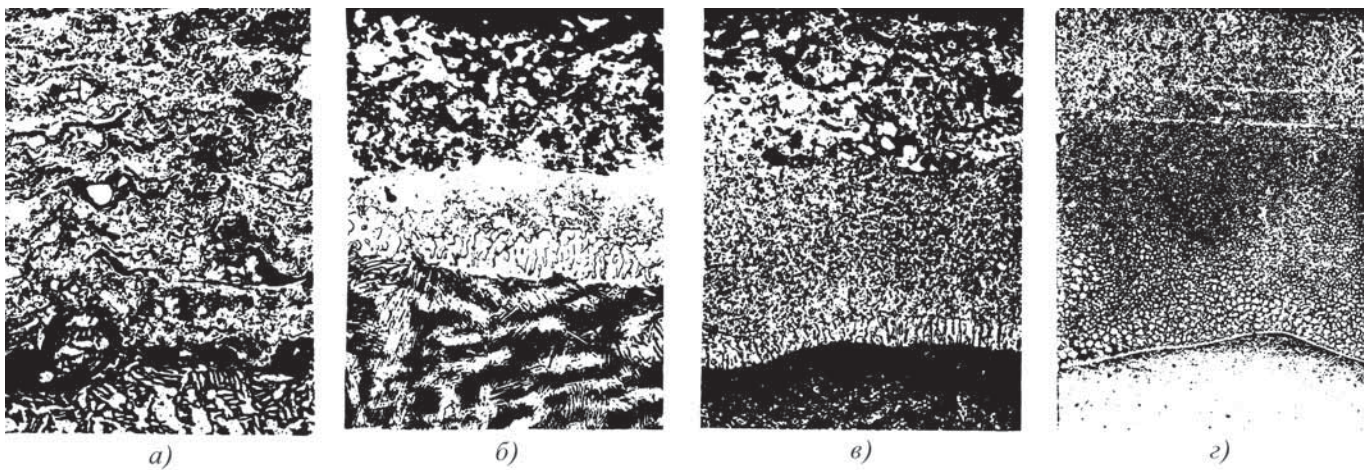


Рис. 5. Микроструктуры поверхностного слоя сплава ВТ9 с покрытием WC–Ni в исходном состоянии (а) и после электронно-лучевого нагрева до 1100 °С (б), 1300 °С (в), 1400 °С (г) (×500)

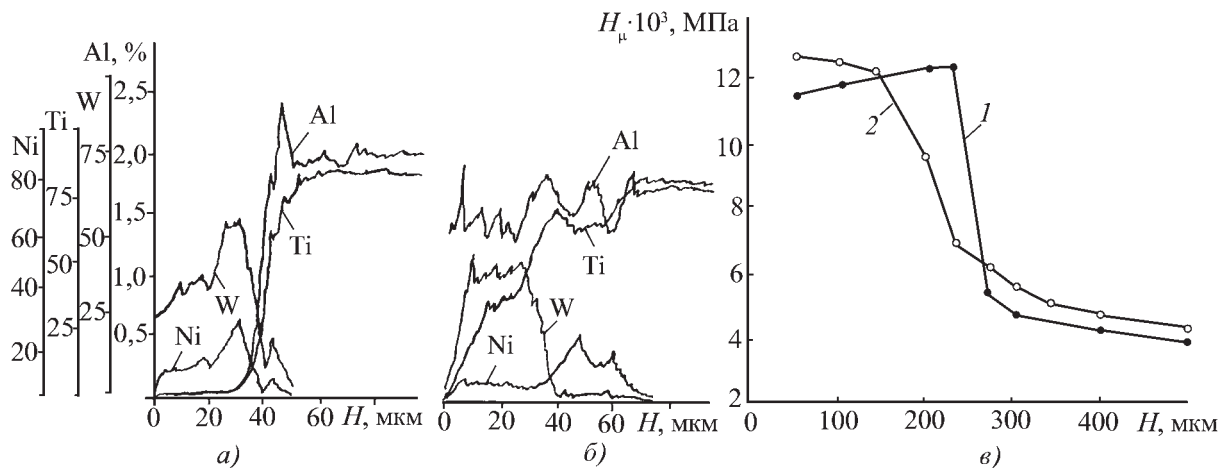


Рис. 6. Распределение химических элементов детонационного покрытия WC–Ni на титановом сплаве ВТ9 в исходном состоянии (а) и после электронно-лучевого нагрева до 1200 °С (б); зависимости изменения микротвердости по глубине поверхностного слоя в исходном состоянии (1) и после электронно-лучевого нагрева до 1400 °С (2) детонационного покрытия WC–Co на титановом сплаве ВТ9 (в)

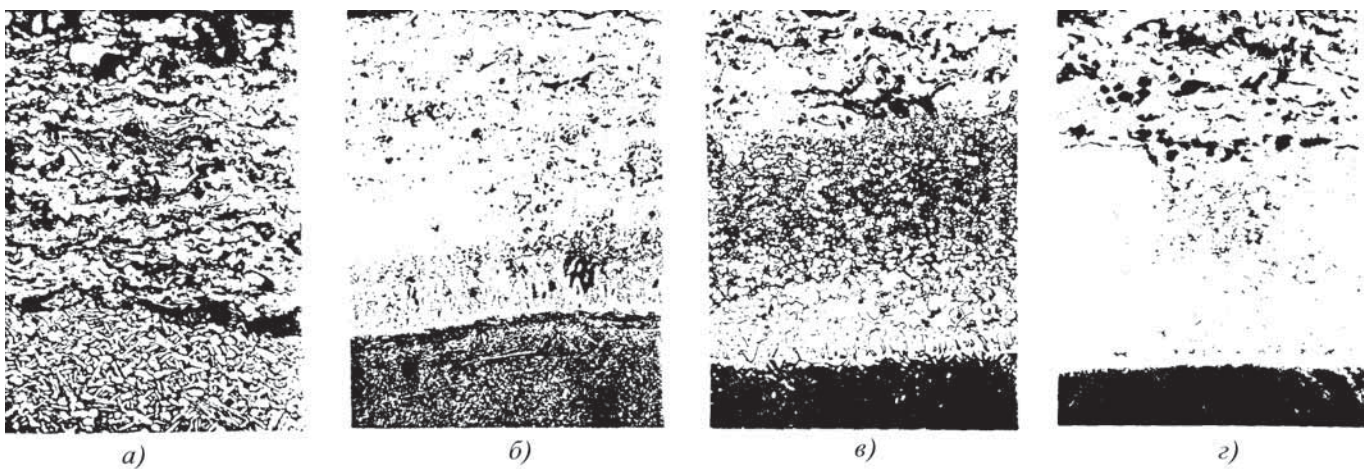


Рис. 7. Микроструктуры поверхностного слоя сплава ВТ9 с покрытием WC–Co в исходном состоянии (а) и после электронно-лучевого нагрева до 1100 °С (б), 1300 °С (в), 1400 °С (г) (×500)

Заключение

Исследование электронно-лучевого нагрева поверхности с покрытием позволяет сделать выводы о том, что структуры и фазы, образующиеся в неравновесных процессах скоростного нагрева и охлаждения обеспечивают формирование физико-механических и эксплуатационных свойств поверхности, а структурно-геометрические особенности мелкоблочных и ячеистых структур создают фазово-химические неоднородности поверхностных слоев.

При электронно-лучевом нагреве детонационных покрытий характер превращений и фазовый состав определяются в основном диффузионными процессами на границе покрытие—подложка. В отличие от оплавления электролитических покрытий при нагреве детонационных вплоть до 1500...1600 °С сохраняется слоистое строение с различным содержанием химических элементов в слоях. Не расплавляющиеся в процессе нагрева частицы карбида вольфрама препятствуют конвективному перемешиванию в зоне нагрева, а следовательно, выравниванию концентрационной и структурной неоднородности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гордиенко А.И., Шипко А.А. Структурные и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве. Минск: Наука и техника, 1983. 335 с.

2. Технологии конструкционных наноструктурных материалов и покрытий / П.А. Витязь, А.Ф. Ильюшенко, М.Л. Хейфец и др. // Под общ. ред. П.А. Витязя и К.А. Солнцева. Минск: Беларус. навука, 2011. 283 с.

3. Белый А.В., Макушок Е.М., Поболь И.Л. Поверхностная упорочняющая обработка с применением концентрированных потоков энергии. Минск: Наука и техника, 1990. 170 с.

4. Vitiaz P.A., Kheifetz M.L., Koukhta S.V. Laser-plasma techniques in computer-controlled manufacturing. Minsk: Belorusskaya nauka, 2011. 164 p.

5. Синергетические аспекты физико-химических методов обработки / А.И. Гордиенко, М.Л. Хейфец, Б.П. Чемисов и др. Минск: ФТИ НАНБ, 2000. 172 с.

6. Combined physico-chemical treatment: synergetic aspects / A.I. Gordienko, M.L. Kheifetz, L.M. Kozhuro et al. Minsk: Tekhnoprint, 2004. 200 p.

7. Шипко А.А., Поболь И.Л., Урбан И.Г. Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. Минск: Наука и техника, 1995. 280 с.

8. Алехнович В.Н., Алифанов А.В. и др. Электронно-лучевая обработка материалов. Минск: Беларус. навука, 2006. 319 с.

9. Кальнер В.Д., Зильберман А.Г. Практика микрозондовых методов исследований металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 216 с.

10. Тушинский Л.И., Плохов А.П. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. Новосибирск: Наука, 1986. 200 с.

УДК 539.4

В.В. Овчинников, С.В. Якутина, Д.А. Козлов
(Московский государственный индустриальный университет)
E-mail: vikov1956@mail.ru

Влияние последовательности имплантации ионов меди и свинца на их распределение в поверхностном слое стали 30ХГСН2А*

Представлены результаты исследования распределения ионов меди и свинца в поверхностном слое стали 30ХГСН2А, модифицированных в условиях высокодозовой имплантации с варьированием последовательности имплантирования ионов. Установлено, что при имплантации ионами меди и свинца наблюдается существенное различие в их распределении в поверхностном слое стали 30ХГСН2А в зависимости от схемы осуществления процесса. Показано, что наибольшая глубина проникновения ионов наблюдается при совместном имплантировании указанных ионов с дозой облучения 10^{17} ион/см².

Ключевые слова: ионная имплантация, сорт ионов, доза облучения, интенсивность ионного пучка, сталь, ионы меди и свинца, глубина проникновения ионов, метод вторично-ионной масс-спектрометрии.

The results of investigating the distribution of the ions of copper and lead in the surface layer of steel of 30XGCH2A, modified under the conditions for high(ly)-dose implantation with the variation of the sequence of implanting ions are represented. It is established that with the implantation by the ions of copper and lead is observed the essential difference in their distribution in the surface layer of steel of 30XGCH2A depending on the diagram of the realization of process. The greatest depth of penetration of ions is observed during the joint implanting of the ions with the dose of the implantation of 10^{17} ion/sm² indicated is shown.

Keywords: ionic implantation, type of ions, radiation dose, intensity of ion beam, steel, ions of copper and lead, depth of penetration of ions, method of second ionic mass spectrometry.

Введение

Ионная имплантация является одним из наиболее перспективных методов контролируемого введения примесей в металлы. Важная особенность данного метода — возмож-

* Работа выполнена по государственному контракту № П651 в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг.

ность внедрения в мишень любых элементов, причем концентрация внедренной примеси может существенно превышать предел растворимости данной примеси в веществе мишени, так как имплантация ионов — процесс термодинамически неравновесный.

Большой интерес проявляется к использованию ионной имплантации для создания деталей высоконагруженных пар трения, которые должны сочетать высокие прочност-

ные характеристики с низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью. В связи с этим поиск путей повышения износостойкости сталей типа 30ХГСН2А является актуальной научной и практической задачей.

Для снижения коэффициента трения трущихся пар в металлы вводят ионы Mo^+ ; S^+ ; Zn^+ ; Sn^+ ; Se^+ ; Pb^+ ; Cu^+ и других элементов [1–5]. В работах [6–8] показано положительное влияние на коэффициент трения стали 30ХГСН2А имплантации ионов меди, а также предварительной имплантации ионами железа. В последнем случае отмечено несколько более глубокое проникновение ионов меди в материал мишени.

Цель работы – исследование влияния последовательности имплантации ионов меди и свинца на структурно-фазовое состояние поверхностного слоя стали 30ХГСН2А.

Методика проведения исследований

Исследовали образцы в виде пластин размером $30 \times 30 \times 2$ мм из стали 30ХГСН2А, химический состав которой приведен в табл. 1.

Перед ионной имплантацией образцы подвергали термической обработке, включающей закалку при $900 \dots 910$ °С с охлаждением в масле и последующий отпуск при температуре 210 °С в течение 2 ч. Указанная термическая обработка позволяет достигнуть твердости стали 30ХГСН2А на уровне $42 \dots 45$ HRC. Механические свойства термообработанной стали приведены в табл. 2.

Ионную имплантацию выполняли на двухлучевой установке (рис. 1) на источнике, относящемся к источникам с вакуумной дугой, формирующем полиэнергетический пучок ионов, который в своем составе имеет как одно-, так и многозарядные ионы. Отличительной особенностью данной установки является наличие двух независимых источников ионов – источника

ионов металлов и источника ионов газов (двухлучевая установка).

Установка состоит из источников ионов металлов ИГМИ-50 и газов ГИГ-25, системы охлаждения, вакуумной системы, системы измерения вакуума, рабочей камеры, системы измерения дозы имплантируемых ионов, блока управления вакуумной системой. Ускоряющее напряжение при имплантации стали 30ХГСН2А ионами меди составляло 30 кВ при остаточном давлении в рабочей камере $6,7 \cdot 10^{-3}$ Па. Температура в камере не превышала 80 °С.

Для исследования влияния последовательности имплантации ионов меди и свинца на характер распределения указанных ионов в имплантированном слое стали 30ХГСН2А была обработана партия образцов по вариантам, представленным в табл. 3. Характеристики ионов меди и свинца приведены в табл. 4.

Металлографический анализ структуры имплантированных слоев проводили с помощью оптической микроскопии ($\times 1000$) на оптическом металлографическом микроскопе Carl Zeiss. Съемку микроструктуры осуществляли специальной видеокамерой, встроенной в микроскоп, преобразующей подаваемое на нее изображение от микроскопа в цифровой сигнал, который затем обрабатывали с помощью спе-

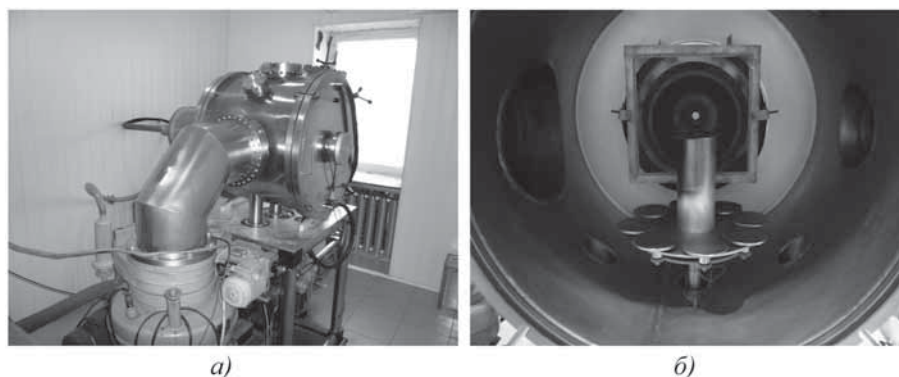


Рис. 1. Установка для ионной имплантации:

a – общий вид; *б* – размещение образцов в камере при обработке

Таблица 1

Химический состав стали 30ХГСН2А, % мас.

С	Mn	Cr	Si	Ni	S	P
					не более	
0,29	0,62	0,35	0,26	1,72	0,25	0,25

Таблица 2

Механические свойства образцов из стали 30ХГСН2А

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	HRC после отпуска, не более
1640	1390	10	42	56	43

Таблица 3

Варианты имплантации исследуемых образцов

Вариант имплантации	Доза облучения, ион/см ²	Ион	Последовательность имплантации	
			Первый элемент	Второй элемент
I	10 ¹⁷	Cu	Cu	–
II		Cu, Pb		Pb
III		Pb	Pb	–
IV		Cu, Pb		Cu
V			Сплав: 64 % Cu и 36 % Pb	

Примечание. Ускоряющее напряжение $U = 30$ кВ; сила тока ионного пучка $J = 0,1$ А.

циального программного обеспечения на компьютере и вывели на экран монитора с возможностью сохранения снимков.

Распределение внедренных ионов по глубине и перераспределение уже имеющихся элементов в стали 30ХГСН2А в результате имплантации были исследованы методом *вторично-ионной масс-спектрометрии* (ВИМС). Метод состоит в распылении поверхности пучком первичных ионов, в результате чего происходит выбивание нейтральных атомов, ионизированных молекул и ионов как материала матрицы, так и исследуемого элемента в заряженном состоянии в виде положительных и отрицательных ионов, называемых вторичными, и регистрация их масс-анализатором.

Высокочувствительное масс-спектрометрическое измерение количества вторичных ионов является основой метода анализа состава поверхности и объема твердых тел. Наиболее важными характеристиками метода ВИМС являются низкий порог чувствительности для большинства элементов (меньше, чем 10⁻⁴ монослоя), возможность измерения профилей концентрации малого количества примесей с разрешением по глубине менее 50 Å, пространственное разрешение порядка микрометра, возможность изотопного анализа и определение всех элементов и изотопов, начиная с водорода.

Исследование профилей распределения производили на установке "Physical Electronics PHI-6600 SIMS System". Образец представлял собой пластину размером 10×15×2,5 мм, одна сторона которой была перед имплантацией отполирована. Затем проводили имплантацию.

Режимы, при которых осуществляли исследование профиля распределения: в качестве первичного пучка применяли ионы кислорода; ускоряющее напряжение на источнике было 7 кВ; сила тока –

Таблица 4

Характеристики ионов, используемых при имплантации

Характеристика	Ион	
	Cu	Pb
Относительная атомная масса	63,55	207,20
Атомный радиус, нм	0,128	0,175
Температура плавления, °С	183	327
Твердость НВ	35	4

300 нА; диаметр первичного пучка ионов – 50 мкм; угол наклона пучка относительно нормали поверхности – 60°.

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура стали 30ХГСН2А в исходном состоянии представляет собой мартенсит отпуска. После ионной имплантации на поверхности появилась тонкая нетравящаяся светлая полоска (рис. 2). Непосредственно за светлой полоской при углублении в металл следует темная область, по всей видимости, представляющая область с химически активными слоями, ниже которой расположена исходная структура стали 30ХГСН2А. Обнаружить какие-либо изменения внутри нетравящейся полоски с помощью оптического микроскопа не представляется возможным.

Были получены зависимости интенсивности вторичных ионов I , имп./с, от глубины имплантированного слоя h , нм. Установлено, что при имплантации одного вида ионов (см. табл. 3, варианты I и III) распределение по глубине имеет одинаковый характер и не зависит от вида ионов. Максимум насыщения элементом приходится на поверхность им-

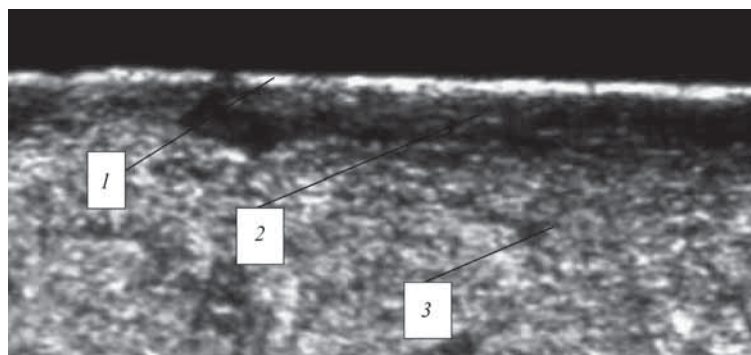


Рис. 2. Структура поверхностного слоя стали 30ХГСН2А после имплантации (×200):

1 – нетравящаяся полоска; 2 – область с химически активным слоем; 3 – исходная структура

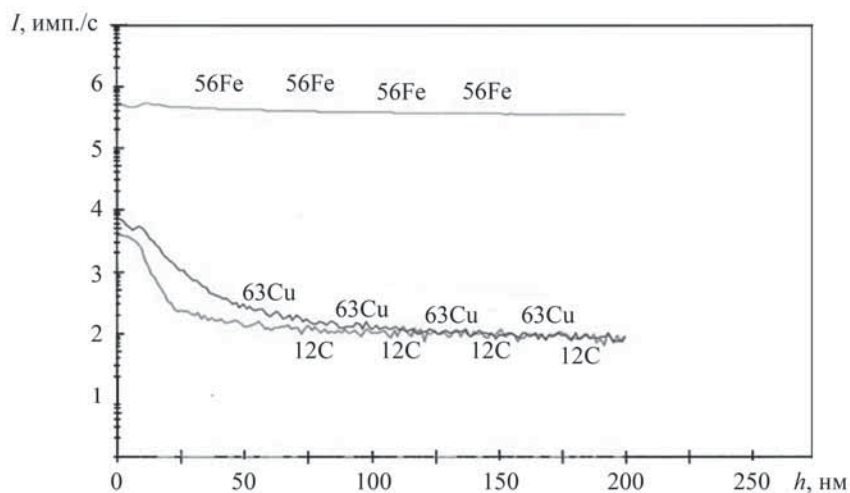


Рис. 3. Распределение ионов меди и углерода в поверхностном слое стали 30XГСН2А при имплантации меди по I варианту

плантированного слоя (рис. 3, 4). Значительное снижение меди происходит по глубине до 50 нм, а резкое снижение свинца – по глубине до 30 нм.

На глубине слоя 100...200 нм наблюдается стабилизация концентрации меди, а концентрация свинца, напротив, очень нестабильна уже на глубине от 50 нм и далее по всему слою. Существенного различия концентрации углерода в имплантированном слое по этим вариантам не наблюдается. На глубине 100...200 нм концентрация углерода одного порядка с концентрацией меди.

В вариантах II и IV (см. табл. 3) при разной последовательности имплантации ионов меди и свинца отмечаются значительные различия в распределении этих элементов (рис. 5, 6). При предварительной имплантации ионами свинца и последующей имплантации ионами меди (вариант IV) максимальное насыщение этими элементами приходится на поверхность имплантированного слоя (см. рис. 5). Причем до глубины 30 нм концентрация меди меняется не-

значительно и равномерно насыщает его, а концентрация ионов свинца быстро падает и стремится к нулю.

Равномерно насыщенный слой медью можно объяснить значительной потерей энергии отдельных ионов меди при столкновениях с атомами подложки и с имплантированными ионами свинца. Эта потеря энергии не позволяет им проникать вглубь, и они концентрируются на поверхности имплантированного слоя. Далее на глубине 30...100 нм происходит снижение концентрации ионов меди и на глубине 100...200 нм концентрация не меняется.

Концентрация углерода на поверхности выше концентрации меди; на глубине 30 нм их концентрации одинаковы, а на глубине 30...200 нм концентрация углерода одного порядка с концентрацией меди.

В случае предварительной имплантации ионами меди и последующей имплантации ионами свинца (см. табл. 3, вариант II) пик насыщенности медью наблюдается на глубине 40 нм, а концентрация свинца меняется незначительно до этой глубины (см. рис. 6). Можно предположить, что ионы свинца, соударяясь с ионами меди, "вбивают" их на эту глубину, при этом сами теряют энергию и насыщают поверхность слоя. Это объясняет и дальнейшее резкое, почти мгновенное, падение концентрации свинца. На глубине 100...200 нм концентрация свинца не стабильна, но в меньшей степени, чем в варианте III. Концентрация меди в этом интервале стабильна и одного порядка с вариантами I, IV.

Распределение углерода отличается от вариантов I, III. Его концентрация на поверхности ниже и по глубине до 40 нм мало изменяется. Далее происходит снижение концентрации углерода и на глубине 100...200 нм она одного порядка с концентрацией меди.

При совместной имплантации ионов меди и свинца в составе сплава Cu–Pb (см. табл. 3, вариант V) наблюдается увеличение проникновения ионов этих элементов в

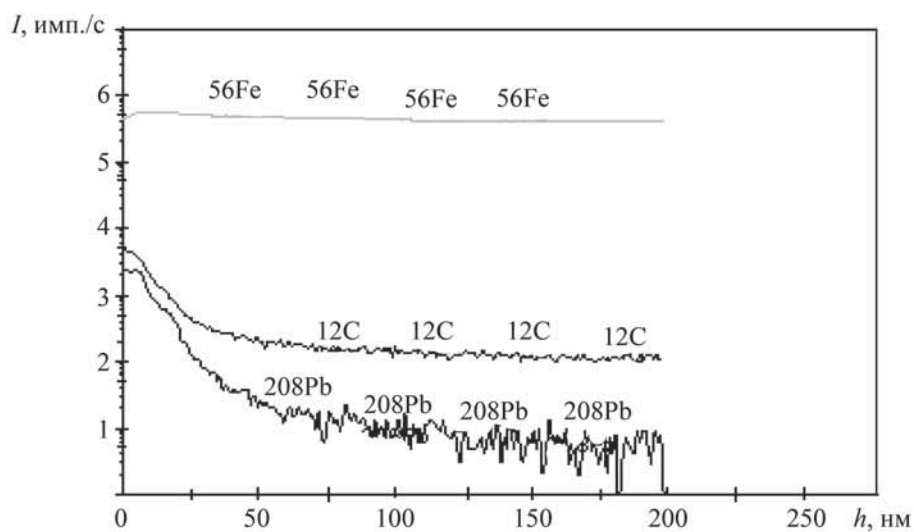


Рис. 4. Распределение ионов свинца и углерода в поверхностном слое стали 30XГСН2А при имплантации свинца по III варианту

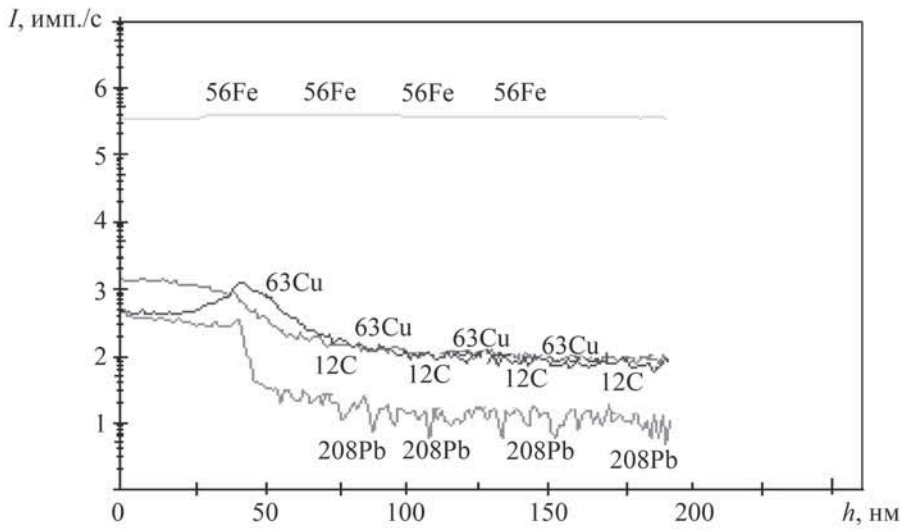


Рис. 5. Распределение ионов меди, углерода и свинца в поверхностном слое стали 30XГСН2А при имплантации по II варианту

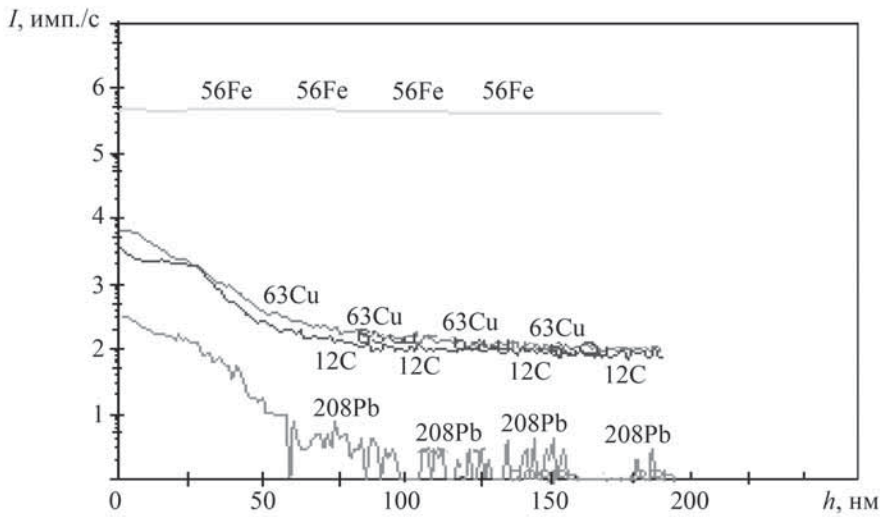


Рис. 6. Распределение ионов меди, железа, углерода и свинца в поверхностном слое стали 30XГСН2А при имплантации меди и свинца по IV варианту

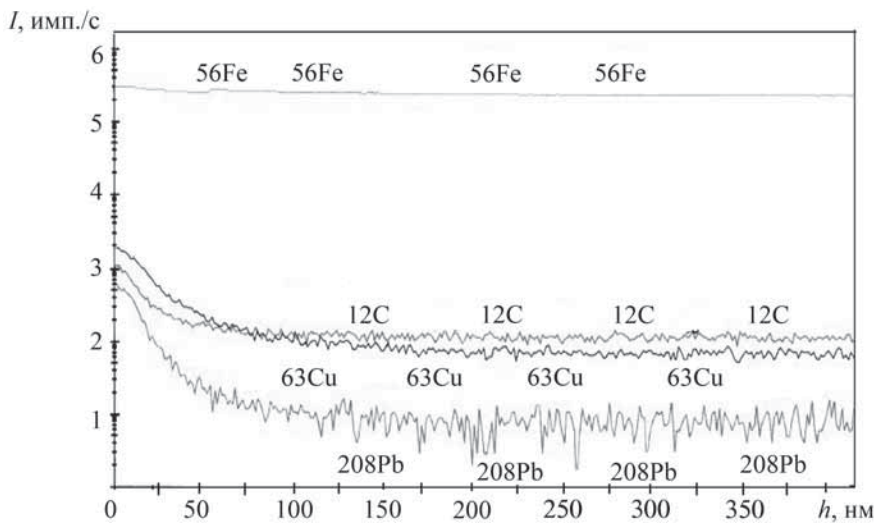


Рис. 7. Распределение ионов меди, углерода и свинца в поверхностном слое стали 30XГСН2А при имплантации по V варианту

2 раза (рис. 7). Максимальное насыщение имплантируемых элементов приходится на поверхность и снижается по глубине до 50 нм. На глубине 50...450 нм слой равномерно насыщен медью. Концентрация углерода одного порядка с концентрацией меди. Концентрация свинца на этой глубине нестабильна и значительно ниже концентрации меди.

Анализируя характер распределения меди при разных вариантах имплантации (по полученным зависимостям методом ВИМС), в первом приближении можно заключить, что если медь единственный легирующий элемент или заключительный, то характер распределения будет схож – пик насыщенности медью на поверхности и дальнейшее ее значительное снижение по глубине до 50 нм.

При предварительной имплантации ионами свинца пик насыщенности медью приходится не на поверхность, а на глубину 40 нм от поверхности мишени. Далее концентрация меди значительно снижается до глубины 75 нм.

Полученные в работе результаты показывают, что при имплантации стали 30ХГСН2А ионами свинца и меди при использовании в качестве материала катода сплава 64 % Cu и 36 % Pb наблюдается существенное увеличение толщины имплантированного слоя. По-видимому, это явление связано с формированием большого количества радиационных дефектов в мишени. По этим дефектам происходит проникновение в металл мишени ионов меди на большую глубину в сравнении с вариантом имплантирования медью при одинаковой дозе облучения.

Выводы

1. Свинец в процессе имплантации дает значительное рассеяние поверхности мишени.
2. Основная концентрация свинца приходится на поверхность и значительно снижается по глубине до 50 нм.
3. На глубине 50...200 нм интенсивность ионов нестабильна. Это позволяет предположить, что вглубь проникает малое количество ионов и расположены они на достаточном расстоянии друг от друга.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гусева М.И. Ионная имплантация в металлах // Поверхность. Физика, химия, механика. 1986. Т. 2. С. 27.
2. Владимиров Б.Г., Гусева М.И., Федоров А.В. и др. Исследование свойств ионно-имплантированных сталей // Поверхность. Физика, химия, механика. 1983. Т. 7. С. 123.
3. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
4. Быковский Ю.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю. Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1991. 240 с.
5. Комаров Ф.Ф., Никифорова Л.Г. Ионно-лучевая модификация металлов. Минск: БелНИИТИ, 1990. 64 с.
6. Овчинников В.В., Козлов Д.А., Якутина С.В. Исследование свойств поверхности стали 30ХГСН2А после имплантации ионами меди // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 2. С. 32–37.
7. Овчинников В.В., Козлов Д.А., Якутина С.В. Влияние ионной имплантации на износостойкость и антифрикционные свойства деталей из стали 30ХГСН2А // Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня: материалы 11-й Междунар. науч.-практ. конф. 2009. С. 219–226.
8. Васильева Е.В., Козлов Д.А., Овчинников В.В. Технологические процессы изготовления высоконагруженных деталей из стали 30ХГСН2А, работающих в условиях трения скольжения // Новые материалы и технологии – НМТ-2006: материалы Всерос. науч.-техн. конф.: в 3-х т. Т. 2. М.: ИЦ МАТИ, 2006. С. 119–120.

20–24 февраля 2012 г.

12-й Международный научно-технический семинар

"СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОИЗВОДСТВА В ПРОМЫШЛЕННОСТИ И НА ТРАНСПОРТЕ" (M12-1)

(г. Свалява, Карпаты)

Тематика семинара

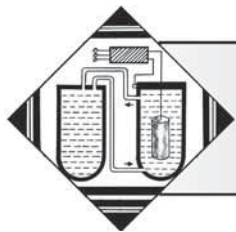
- ◆ Современные тенденции развития технологии машиностроения
- ◆ Подготовка производства как основа создания конкурентоспособной продукции
- ◆ Состояние и перспективы развития заготовительного производства
- ◆ Совершенствование технологий механической и физико-технической обработки трения деталей машин
- ◆ Упрочняющие технологии и покрытия
- ◆ Современные технологии и оборудование в сборочном и сварочном производстве
- ◆ Ремонт и восстановление деталей машин в промышленности и на транспорте, оборудование для изготовления, ремонта и восстановления
- ◆ Технологическое управление качеством и эксплуатационными свойствами изделий
- ◆ Технический контроль и диагностика в машино- и приборостроении
- ◆ Экологические проблемы и их решения в современном производстве

По вопросам участия в мероприятиях обращаться по адресу:

04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2. АТМ Украины.

Тел./факс +38-044-430-85-00

E-mail: atmu@ism.kiev.ua, kopeykina@voliacable.com, atmu@meta.ua



УДК 621.3.035.135

И.П. Бородин, В.Ю. Ширяев (ООО "Восстановление", г. Липецк),
Ю.С. Шатов, О.В. Седых, И.С. Щеренкова (Липецкий государственный технический университет)
E-mail: vushiryev@yandex.ru

Композиционные хромовые покрытия с ультрадисперсными сверхтвердыми наполнителями

Изучены свойства износостойких композиционных электрохимических покрытий на основе хрома с учетом толщины формирующихся покрытий. Установлено, что увеличение пористости с ростом толщины покрытий способствует внедрению крупных упрочняющих частиц, в частности микрочастиц порошка нитрида бора. Показано, что повышенной износостойкостью обладают комплексные покрытия с наполнителем, состоящим из ультрадисперсных частиц алмаза и микропорошка нитрида бора.

Ключевые слова: композиционные электрохимические покрытия, нитрид бора, ультрадисперсный алмаз, износостойкие покрытия, композиционные покрытия на основе хрома.

The article studies the properties of composite chromium-based electrochemical wear resistant coatings focusing on the thickness of the coatings. In the article is stated that the increase of porosity which is accompanied by the increase of coating's thickness facilitates introduction of coarse strengthening particles, such as particles of boron nitride powder. The article shows that comprehensive coatings with ultrafine diamond and boron nitride powder particles as their components are more wear resistant.

Keywords: composite electrochemical coatings, boron nitride, nanodiamond, wear resistant coatings, composite chromium-based coatings.

Введение

Создание твердых, износостойких и антифрикционных композиционных электрохимических покрытий (КЭП) на основе хрома является перспективным направлением повышения эксплуатационных характеристик деталей машин и инструмента, работающих в условиях абразивного износа при воздействии агрессивных сред и высоких температур.

В работах [1, 2] отмечается, что КЭП на основе хрома с дисперсными включениями детонационного алмаза, а также вюрцитоподобной модификации нитрида бора превосходят по износостойкости твердый электролитический хром в 3–5 раз. Однако диспергированные частицы размером более 1 мкм практически не внедряются в хромовые покрытия [3]. На внедряемость частиц в покрытие влияет целый ряд факторов: тип электролита, размер, плотность и электропроводность частиц, характер их взаимодействия с водородом, выделяющимся при электролизе в прикатодном пространстве.

В научных публикациях имеются ограниченные сведения о влиянии пористости, образующейся при гальваническом осаждении, на процесс образования КЭП. Так, в [3] указывается, что наличие пористости в катодных покрытиях способствует одновременному протеканию в гальванической ванне процессов электролитического осаждения металла и механического внедрения дисперсных частиц в образу-

ющийся осадок. Известно [4], что пористость электролитических покрытий (в частности, хромовых) изменяется в зависимости от их толщины. В связи с этим, целью работы является изучение свойств разнотолщинных комплексных электрохимических хромовых покрытий.

Методика проведения исследований

Для формирования КЭП на основе хрома использовали сверхтвердые наполнители: ультрадисперсные порошки алмаза (УДА) и микропорошки нитрида бора (BN). Формирование катодного покрытия проводилось из саморегулирующегося сульфатного электролита (ССЭ) с концентрацией ультрадисперсного алмаза около 20 г/л, а нитрида бора – 50 г/л. Приготовленный электролит подогревали до 58...60 °С и непрерывно перемешивали сжатым воздухом. Монопокрытия, содержащие порошки УДА и BN, наносили на образцы размером 22×20×10 мм. Наряду с указанными получали покрытия из электролита, содержащего одновременно порошки УДА и BN в указанных выше концентрациях.

Микротвердость покрытий измеряли на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой на индентор 1 Н. Микроструктуру поверхностного слоя изучали на металлографическом микроскопе "ЕРИQUANT" и электронном микроскопе ЭМ-200.

Испытания образцов на износостойкость проводили на модернизированной установке "Шлиф-2". В качестве контртела использовали круг из электрокорунда нормальной зернистостью 6...10 мкм. Окружная скорость при изнашивании образцов составляла 5,5 м/с.

Износостойкость определяли по величине потери массы за пройденное расстояние. Данная схема испытаний на износ имитирует процесс изнашивания при попадании частиц песка, шлака и других твердых элементов в зону контакта трущихся поверхностей.

Результаты исследований и их обсуждение

С позиции износостойкости лучшими свойствами обладают практически беспористые хромовые покрытия толщиной 40...60 мкм. Однако при электроосаждении и в процессе выдержки в послеэлектролизный период в покрытиях возникают поры. Такие поры образуются вследствие коалесценции вакансий и их миграции к наружной поверхности формируемого покрытия [5].

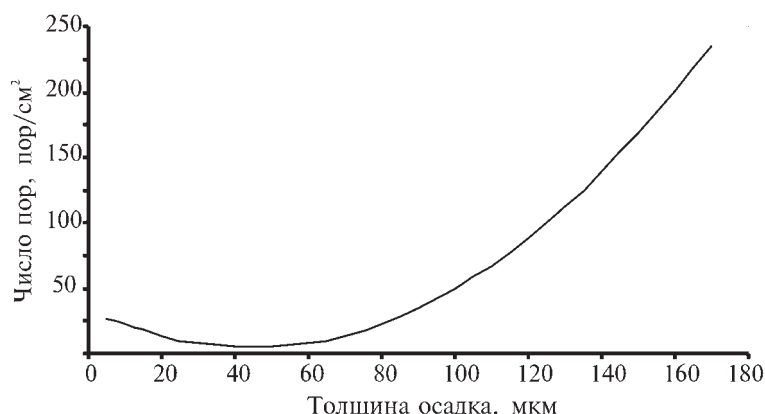


Рис. 1. Влияние толщины покрытия на пористость электролитического хрома

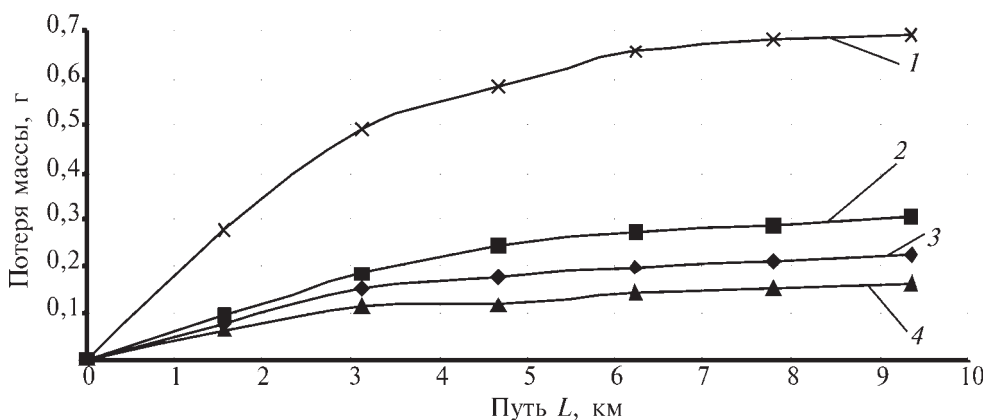


Рис. 2. Влияние толщины КЭП на износостойкость:
 1 – Cr + 50 г/л BN, h = 50 мкм; 2 – Cr + 20 г/л УДА, h = 50 мкм; 3 – Cr + 50 г/л BN, h = 95 мкм; 4 – Cr + 20 г/л УДА, h = 95 мкм

При электрокристаллизации хромовые покрытия формируются в условиях, когда имеет место одновременный разряд ионов металла и водорода [3]. Адсорбция образующихся пузырьков молекулярного водорода на поверхности катода препятствует осаждению металла. В результате в покрытии появляются незаполненные металлом углубления (питтинговые поры). Независимо от происхождения пористость негативно влияет на механические и эксплуатационные свойства покрытий.

Известно, что с увеличением толщины покрытия отмечается близкое к параболическому изменение концентрации пор. Математически зависимость числа пор П (пор/см²) от толщины электролитического хрома, полученного из универсального сульфатного электролита (УСЭ) выражается следующим уравнением [4]:

$$P = 33,5 - 1,307h + 0,0147h^2,$$

где h – толщина покрытия, мкм.

На рис. 1 представлена зависимость $P = f(h)$, из которой видно, что наиболее плотным является покрытие толщиной 40...60 мкм. Дальнейший рост покрытия приводит к увеличению зарождающихся в покрытии пор. Наличие пористости в КЭП может способствовать повышению концентрации наполнителя за счет заполнения указанных микрополостей более крупными частицами. Такие покрытия будут обладать улучшенными эксплуатационными свойствами и, в первую очередь, более высокой износостойкостью.

Для оценки зависимости износостойкости от толщины покрытия были проведены соответствующие исследования. Результаты исследований представлены на рис. 2.

Сопоставление износостойкости КЭП с частицами BN (см. рис. 2) указывает на то, что увеличение толщины покрытия с 50 до 95 мкм вызывает резкое снижение величины износа как в области приработки, так и в области установившегося износа. Высокая износостойкость толстослойных покрытий (более 70 мкм) объясняется наличием достаточно большого числа относительно крупных частиц BN, которые внедряются и закрепляются в осаждаемом покрытии вследствие его высокой пористости [3, 6].

Основной недостаток КЭП с частицами BN заключается в неравномерном распределении микрочастиц по толщине покрытия из-за их ликвации в поверхностные более пористые зоны. Поэтому начальные слои толщиной 50...60 мкм, вероятно, представляют собой электролитический хром, практически не содержащий упрочняющих частиц. Динамика износа таких покрытий весьма близка к характеру износа чистых электрохимических покрытий хрома.

Улучшить качество КЭП можно за счет совместного осаж-

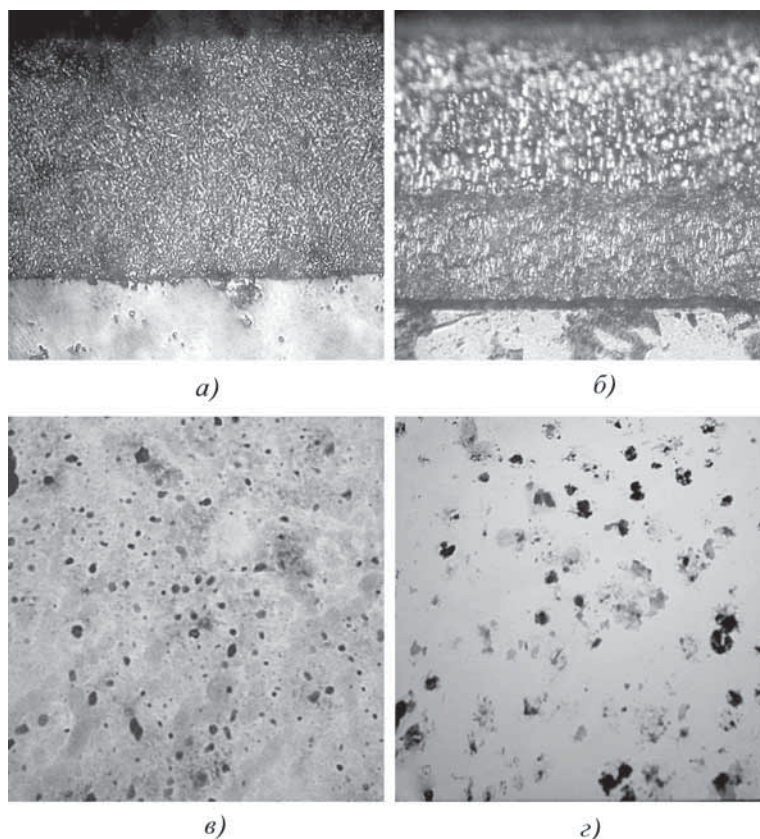


Рис. 3. Микроструктура (а, б) и реплики КЭП (в, г):
 а – Cr + BN/УДА, $h = 66$ мкм ($\times 1000$); б – Cr + BN/УДА, $h = 115$ мкм ($\times 1000$); в – Cr + BN/УДА, $h = 66$ мкм ($\times 26\ 000$); г – Cr + BN/УДА, $h = 115$ мкм ($\times 8000$)

Изучение угольных реплик, снятых со второго слоя, позволяет сделать вывод, что основной фракцией являются частицы BN. Вывод основывается на сопоставимости размеров исходного порошка нитрида бора (около 1 мкм) и среднего размера частиц (около 0,58 мкм), измеренных на репликах. Плотность распределения таких частиц во втором слое покрытия с комплексным упрочнителем составила $22 \cdot 10^6$ шт./см².

Графики износостойкости комплексных КЭП разных толщин приведены на рис. 5. Видно, что износостойкость КЭП существенно повышается с ростом толщины. Можно отметить определенную корреляцию между износостойкостью покрытия (толщина 50...60 мкм), содержащего УДА, и комплексного упрочнителя УДА+BN. В сущности износостойкость комплексного КЭП ($h = 66$ мкм) соответствует износостойкости покрытия с УДА аналогичной толщины.

Можно полагать, что в процессе эксплуатации более крупные частицы BN в первую очередь будут вос-

дения частиц УДА и BN из комплексного электролита. Микроструктуры комплексных КЭП разных толщин приведены на рис. 3, а, б. Наглядно просматривается различие микроструктур сформированных покрытий. Так, более тонкослойные КЭП ($h = 66$ мкм) отличаются однородным мелкокристаллическим строением (см. рис. 3, а), в то время как толстослойные КЭП ($h = 115$ мкм) состоят из двух явно выраженных по структуре слоев (см. рис. 3, б).

Уточненную оценку структуры таких двухслойных покрытий осуществляли на электронном микроскопе с помощью реплик. Первая зона (примыкающая к основе) по структуре аналогична КЭП с УДА (см. рис. 3, в). В ней преимущественно обнаруживаются весьма мелкие включения. В верхнем слое, наряду с внедренными наночастицами УДА, поры заполнены крупными частицами BN. Таким образом, имеет место общее увеличение концентрации внедренных частиц, что должно привести к дальнейшему повышению износостойкости комплексного КЭП.

Распределение упрочняющих частиц в рассматриваемых слоях представлено на гистограмме (рис. 4), из которой следует, что в первом слое (см. рис. 3, б) преимущественно присутствуют частицы УДА размером 20...50 нм. Средняя плотность включений при этом составила $27 \cdot 10^8$ шт./см².

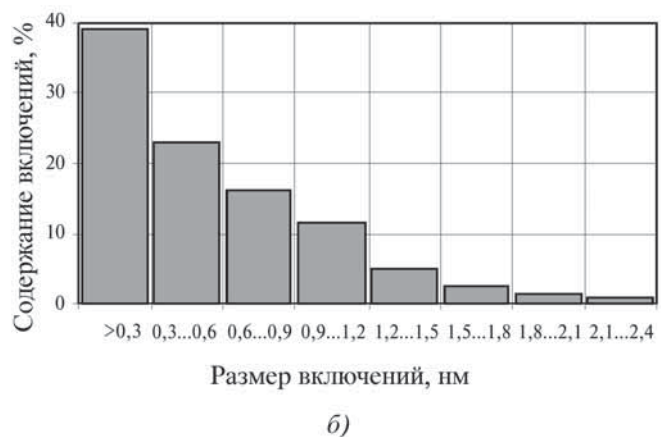
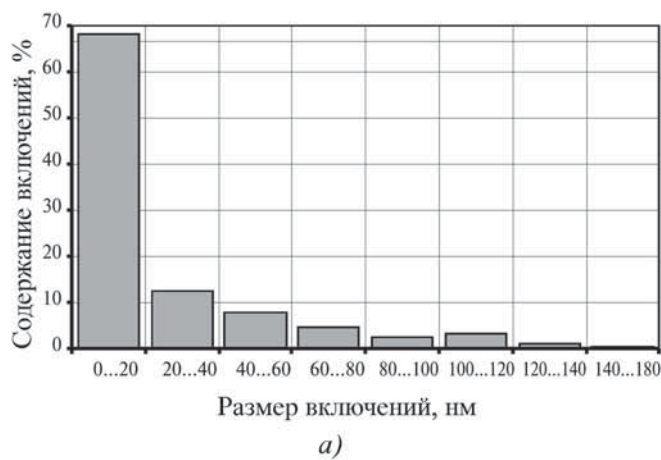


Рис. 4. Гранулометрический состав включений в КЭП на основе хрома:

а – УДА; б – BN

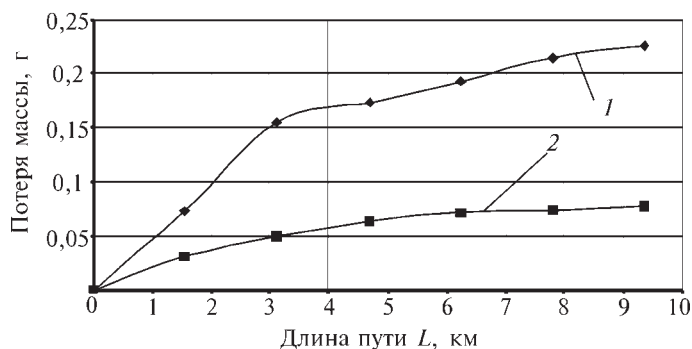


Рис. 5. Влияние толщины КЭП на износостойкость:
 1 – Cr + VN/УДА, $h = 66$ мкм; 2 – Cr + VN/УДА, $h = 115$ мкм

принимать нагрузку и тем самым уменьшать уровень приложенных напряжений, а следовательно, снижать тепловое влияние на УДА. При этом в значительной мере снижается химическое взаимодействие алмазных частиц с хромовой матрицей, что предотвращает их выкрашивание. Так как температура начала разложения VN достаточно высока (~ 1000 °С), то упрочняющие частицы сохраняют высокую твердость и при хорошем закреплении в матрице обеспечивают высокую работоспособность покрытия в целом.

Из сопоставления полученных данных (см. рис. 5, 6) прослеживается четкая корреляция между микротвердостью и износом для образцов с различной толщиной покрытия. Чем выше микротвердость покрытий, тем значительно сопротивление износу.

В дальнейшем были проведены исследования более толстых электрохимических покрытий (250...300 мкм) с упрочняющими частицами VN. Изучение микроструктуры этих КЭП выявило наличие повышенного числа внедренных частиц, но при этом в покрытии образовались трещины. Таким образом, наряду с другими факторами, влияющими на износостойкость, необходимо оптимизировать толщину покрытия.

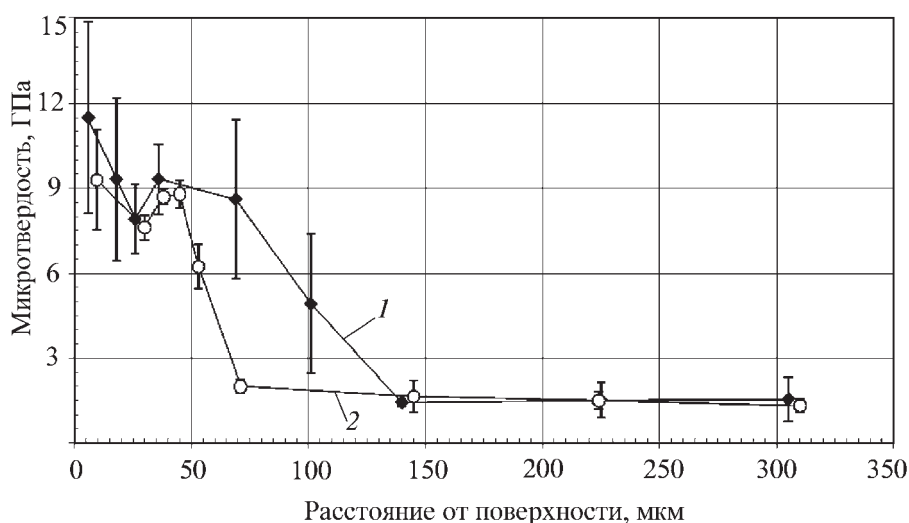


Рис. 6. Распределение микротвердости по глубине КЭП на основе хрома с включениями УДА и VN:
 1 – $h = 115$ мкм; 2 – $h = 66$ мкм

Сравнительные данные показывают, что износ комплексного КЭП находится на уровне износа покрытия из корунда (Al_2O_3), нанесенного плазменным напылением. Однако, как показали исследования, плазменные покрытия из Al_2O_3 имеют пониженную сопротивляемость теплосменам, в то время как КЭП, обладающие большей вязкостью, могут иметь определенные преимущества как перед плазменными, так и перед другими видами покрытий.

На основании проведенных исследований разработана промышленная технология упрочнения режущего и формоизменяющего инструмента, работающего в условиях воздействия интенсивных истирающих нагрузок. На ЗАО "СТИНОЛ" (г. Липецк) были упрочнены матрицы сужения медных трубок холодильных агрегатов.

Выявлено, что матрицы с композиционным покрытием Cr–BN проработали в условиях сухого трения в течение месяца, в то время как традиционные матрицы из термоупрочненной стали X12M за этот период подвергались неоднократным перешлифовкам. При этом в зону трения непрерывно подавалась смазочная жидкость, что ухудшает экологию и требует местной вентиляции.

На предприятии ООО "ГЗЦОМ" (г. Гай, Оренбургская обл.) упрочнена промышленная партия дисковых ножей с нанесенными на боковые поверхности хром-алмазными покрытиями оптимальной толщины. В результате значительно увеличен рабочий ресурс и снижено количество перешлифовок ножей, используемых при резке лент из специальных сплавов, к которым предъявляются повышенные требования к качеству реза.

Выводы

1. Увеличение пористости с ростом толщины композиционных электролитических хромовых покрытий способствует внедрению крупных упрочняющих частиц, в частности микрочастиц порошка VN.
2. Повышенной износостойкостью обладают комплексные покрытия с наполнителем, состоящим из УДА и VN.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шатов Ю.С. и др. Свойства композиционных электрохимических покрытий на основе хрома со сверхтвердыми дисперсными наполнителями // Известия вузов. Черная металлургия. 1998. № 7. С. 55–56.
2. Попов В.А. и др. Исследование структуры хром-алмазных покрытий // Известия РАН. Серия физическая. 2005. Т. 69. № 4. С. 520–523.
3. Антропов Л.И., Лебединский Ю.Н. Композиционные электрохимические покрытия и материалы. Киев: Техника, 1986. 200 с.
4. Молчанов В.Ф. Восстановление и упрочнение деталей автомобилей хромированием. М.: Транспорт, 1981. 176 с.
5. Поветкин В.В., Ковенский И.М. Структура электролитических покрытий. М.: Металлургия, 1989. 131 с.
6. Сайфулин Р.С. Композиционные покрытия и материалы. М.: Химия, 1987. 270 с.

УДК 621.357.7

С.Н. Виноградов, Н.В. Севостьянов, О.С. Виноградов
(Пензенский государственный университет)
E-mail: hms@pnzgu.ru

Электроосаждение медно-никелевых сплавов из сульфосалицилатно-аммиачного электролита

Исследовано влияние катодной плотности тока, pH, температуры и концентрации электролита на состав покрытия сплавом и выход по току. Приведены результаты исследований кинетики осаждения сплава. Рассмотрены физико-механические свойства покрытия, такие как внутренние напряжения, переходное электросопротивление и износостойкость.

Ключевые слова: медно-никелевый сплав, электроосаждение, состав сплава, выход по току, износостойкость, переходное электросопротивление, внутренние напряжения.

The effects of electrolyte composition, cathode current density, temperature and pH on the composition of alloys galvanic coating and current efficiency was studied. The results of scientific research alloy deposit kinetics are given. Physicomechanical properties of galvanic coating, such as internal pressure, surface resistance electrical and wear resistance are also discussed.

Keywords: copper-nickel alloy, electrodeposition, alloy composition, current efficiency, wear resistance, surface resistance electrical, internal stress.

Введение

Гальванические покрытия медно-никелевыми сплавами применяются как декоративные и защитные от коррозии во влажной среде [1–6], так и в качестве покрытий для слабых электрических контактов [7, 8].

Основной проблемой, возникающей при электроосаждении качественных покрытий медно-никелевым сплавом, является довольно значительная разница в электродных потенциалах меди и никеля ~ 0,59 В. Преодолеть эту проблему возможно введением в электролит комплексона, однако подобрать такой лиганд затруднительно, так как медь и никель практически химически изоморфны.

Впервые покрытия медно-никелевым сплавом были получены из цианистых растворов. Однако практического применения эти растворы до сих пор не нашли из-за низкого выхода по току при осаждении сплава, а также токсичности и малой устойчивости электролитов [7].

Для лабораторного получения покрытий медно-никелевым сплавом применяется цитратный электролит [9–12] благодаря простоте приготовления и устойчивости. Однако получать толстые покрытия хорошего качества из такого электролита не удается.

В настоящее время для производства качественных покрытий медно-никелевым сплавом в промышленности применяются пирофосфатные электролиты. Однако для комплексообразования меди и никеля расходуется большое количество пирофосфата калия (до 500 г/л), имеет низкую рабочую плотность тока, при работе необходимо осуществлять перемешивание электролита [13].

Для эффективного сближения электродных потенциалов меди и никеля предложено использовать комбинацию лигандов сульфосалицилат-ион и аммиак [14, 15]. Известно, что полилигандные электролиты характеризуются более высокими технологическими параметрами (большее значение

предельной плотности тока, стабильность электролита, возможность повышения концентраций основных солей в электролите), одновременно позволяют повысить качество осаждаемых покрытий.

В результате образования полилигандных комплексов потенциалы выделения меди и никеля сдвигаются в сторону электроотрицательных значений. Этот сдвиг более резко выражен у меди, что приводит к уменьшению разности потенциалов.

Методы проведения исследований

Электролиты готовили из солей марки ХЧ на дистиллированной воде. Исследование технологических закономерностей и выхода по току проводили в стеклянной термостатированной ячейке емкостью 0,25 л. В качестве анода использовали пластины из меди и никеля, в качестве катода – медные и стальные пластинки площадью $(2...6) \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$. Выработка электролита по ионам металлов не превышала 3...4 %. Концентрацию металлов в электролите в процессе работы корректировали по данным химического анализа.

Рассеивающая способность сульфосалицилатно-аммиачного электролита при $I_k = 1,5 \text{ А/дм}^2$, $t = 50 \text{ }^\circ\text{C}$, $\text{pH} = 7,0$, измеренная в щелевой ячейке Молера, составила 43 %, что указывает на возможность нанесения покрытия медно-никелевым сплавом на поверхности сложной конфигурации.

Состав покрытий медно-никелевым сплавом определяли фотометрическим методом Фирордта [16].

Исследование кинетических закономерностей отдельного и совместного электроосаждения проводили на универсальном потенциостате-гальваностате IPC-PRO в термостатированной ячейке ЯСЛ-2. Электродом сравнения служил хлоридсеребряный электрод ЭВЛ-1М1, результаты пересчитывали на водородную шкалу.

Кинетику электроосаждения сплавов исследовали методом построения парциальных поляризационных кривых.

Природу поляризации при электроосаждении металлов и сплава определяли методами дискового вращающегося электрода и потенциодинамическим методом при снятии потенциодинамических кривых выделения металлов и сплава на различных скоростях развертки потенциала.

Шероховатость покрытий измеряли по параметру *Ra* (среднеквадратичное отклонение профиля поверхности) на профилометре 283, построение профилограммы осуществляли на профилографе-профилометре 201.

Внутренние напряжения осадков определяли методом деформации гибкого катода. Использовали катоды из медной фольги размером 60×10×0,075 мм.

Микротвердость покрытий медно-никелевым сплавом измеряли на микротвердомере ПМТ-3. Для устранения влияния основы на результат измерения исследования проводили на покрытиях толщиной не менее 30 мкм.

Определение значения переходного электросопротивления осуществляли по падению напряжения между образцом и сферическим позолоченным контактом с диаметром сферического закругления 1,5 мм. При помощи установки на контактную пару плавно подавали нагрузку 0,1...2 Н.

Измерение износостойкости производили на установке, имитирующей работу ламельного электрического контакта. Образец закрепляли на лотке, который совершает возвратно-поступательные движения относительно бронзового наконечника диаметром 1 мм, давящего на образец силой 2 Н (давление 2,5 МПа). Испытания осуществляли в условиях сухого трения. Износостойкость оценивали числом циклов переключений на толщину изношенного покрытия.

Коррозионную стойкость покрытий определяли по результатам климатических испытаний в камере влаги. Испытания в камере влаги проводили при относительной влажности 95...98 % и температуре (40±2) °С [7].

Результаты исследований и их обсуждение

Технологические закономерности. В работе исследовано влияние технологических факторов (катодная плотность тока, температура и pH электролита, концентрация солей

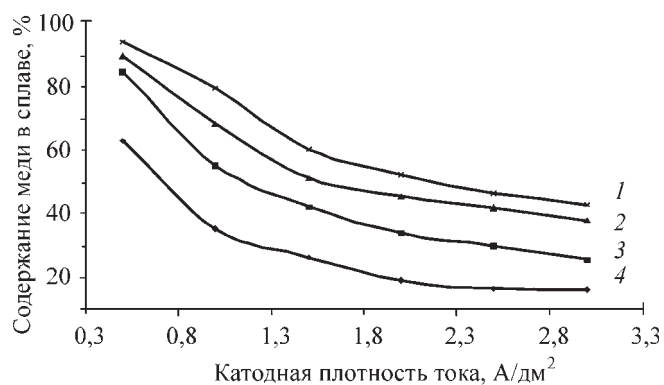


Рис. 1. Зависимости содержания меди в сплаве от катодной плотности тока при содержании CuSO₄ в электролите, г/л: 1 – 7; 2 – 10; 3 – 15; 4 – 20

основных металлов в электролите) на состав и выход по току осадка и качество внешнего вида покрытия.

С увеличением катодной плотности тока доля меди в сплаве закономерно уменьшается (рис. 1), что связано с большим смещением потенциала медного электрода в сторону отрицательных значений в сравнении со смещением потенциала никелевого электрода в рабочем диапазоне плотностей тока в сульфосалицилатно-аммиачном электролите.

При увеличении катодной плотности тока повышается доля тока, идущая на разряд ионов никеля, что и приводит к изменению состава сплава. Выход по току в рабочем диапазоне плотностей токов не ниже 88 %.

Глянцевые покрытия сплавом осаждаются при плотности тока 1,5...2,5 А/дм². При плотности тока меньше 1,0 А/дм² покрытия осаждаются матовыми. С увеличением катодной плотности тока свыше 3,0 А/дм² отражательная способность покрытия уменьшается.

Изменение концентрации ионов меди в электролите от 7 до 20 г/л (CuSO₄·5H₂O) при концентрации никеля 50 г/л (NiSO₄·7H₂O) и температуре электролита 50 °С приводит к росту доли меди в сплаве во всем интервале плотностей тока.

Изменение концентрации ионов никеля в электролите незначительно влияет на состав катодных осадков и, как следствие, слабо влияет на катодный выход по току и внешний вид покрытий.

Состав сплавов, выход по току и внешний вид покрытий зависит от температуры электролита (рис. 2). Увеличение температуры электролита приводит к увеличению содержания меди в сплаве и выхода по току во всем интервале плотностей токов. Блестящие глянцевые покрытия осаждаются в интервале температур 40...55 °С.

Состав покрытий сплавом слабо зависит от pH электролита в рабочем диапазоне (рис. 3). Увеличение pH электролита приводит к незначительному возрастанию доли меди в сплаве и уменьшению выхода по току, что может быть обусловлено образованием более прочных комплексных соединений меди [CuSsal(NH₃)₄]⁻ и никеля [NiSsal(NH₃)₄]⁻ в электролите. Блестящие покрытия сплавом осаждаются при pH 6,5...7,5.

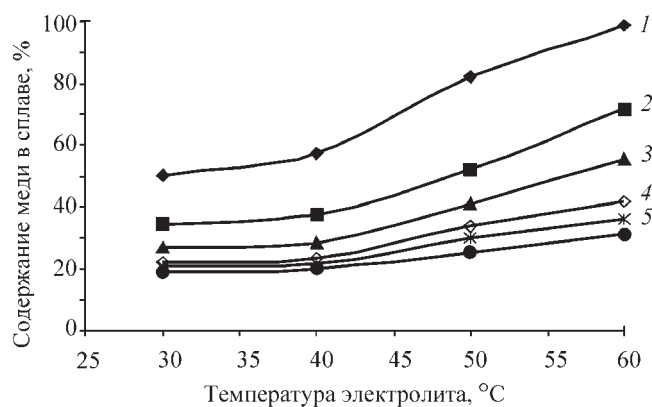


Рис. 2. Зависимости состава сплава от температуры электролита при катодных плотностях тока, А/дм²: 1 – 0,5; 2 – 1; 3 – 1,5; 4 – 2,0; 5 – 2,5; 6 – 3,0

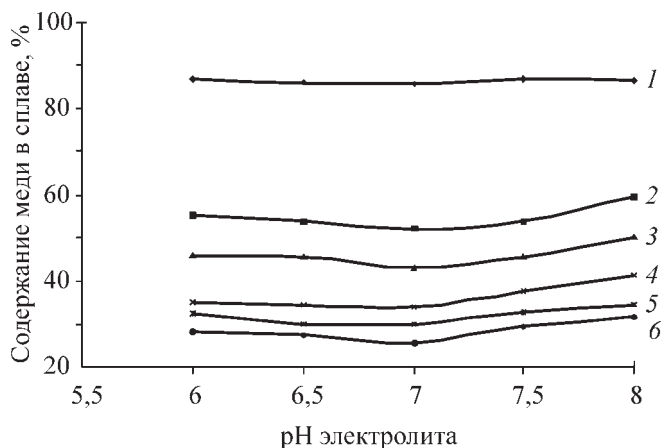


Рис. 3. Зависимости состава сплава от pH электролита при катодных плотностях тока, А/дм²:

1 – 0,5; 2 – 1; 3 – 1,5; 4 – 2,0; 5 – 2,5; 6 – 3,0

Кинетика катодных процессов. На рис. 4 представлены поляризационные кривые разряда меди, никеля и сплава из сульфосалицилатно-аммиачного электролита, анализ которых показывает, что наибольшее смещение потенциалов происходит при плотностях тока 0,5...1,0 А/дм². В области низких плотностей тока вследствие высокой парциальной скорости восстановления меди и затрудненности разряда никеля происходит осаждение покрытия с высоким содержанием меди. При плотностях тока выше 3,0 А/дм² выделяется водород, приводя к образованию питтинга на поверхности покрытий.

Практическим результатом введения лигандов в электролит является сближение потенциалов осаждения меди и никеля. Потенциал осаждения меди несколько отрицательнее в области потенциалов от –1140 до –1250 мВ, чем потенциал осаждения никеля, за счет комплексообразования.

Ход потенциодинамической поляризационной кривой разряда сплава положительнее разряда чистых металлов (см. рис. 4, кривая 3), что указывает на деполаризацию при осаждении сплава.

Парциальные поляризационные кривые меди и никеля в зависимости от потенциала катода изменяются неравномерно (рис. 5). При увеличении катодной поляризации

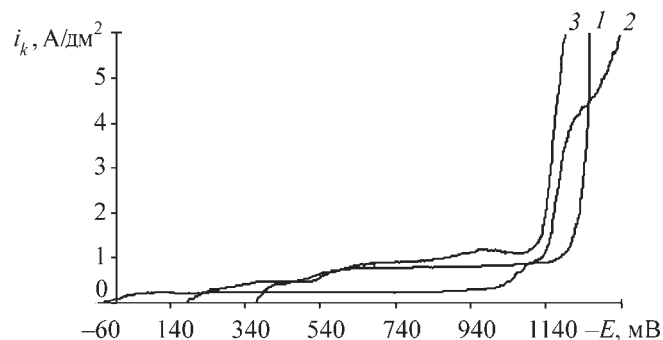


Рис. 4. Потенциодинамические поляризационные кривые выделения меди (1), никеля (2) и сплава (3)

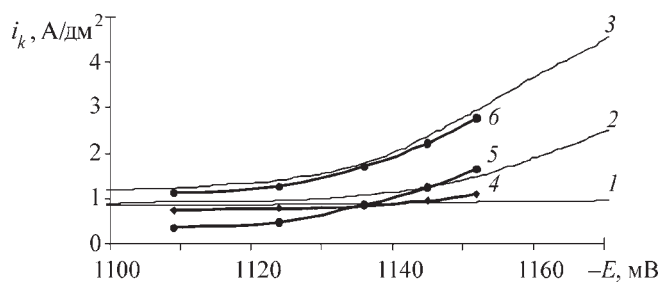


Рис. 5. Потенциодинамические поляризационные и парциальные кривые выделения меди (1, 4), никеля (2, 5) и сплава (3, 6)

медь выделяется в сплав практически с постоянной парциальной скоростью, тогда как у никеля она растет.

Так как парциальная кривая разряда никеля в сплав растет с большей скоростью при увеличении катодной плотности тока, это определяет изменение состава сплава с преимущественным увеличением содержания никеля в сплаве.

Парциальные кривые разряда комплексных ионов меди и никеля (см. рис. 5) показывают, что до катодного потенциала –1145 мВ комплексные ионы меди разряжаются в сплав с незначительной сверхполяризацией, а ионы никеля выделяются в сплав с большой сверхполяризацией. Отрицательнее потенциала –1145 мВ комплексные ионы меди и никеля выделяются в сплав с незначительной деполаризацией.

Вероятно, смена поляризации связана с изменением перенапряжения разряда меди и никеля в сплав на различной основе. В области низких значений рабочих катодных плотностей токов сплав осаждается на медной основе, а с увеличением рабочей катодной плотности тока – на никелевую основу.

Для установления природы поляризации при электроосаждении меди, никеля и медно-никелевого сплава из сульфосалицилатно-аммиачного электролита построены зависимости катодной плотности тока от квадратного корня угловой скорости дискового вращающегося электрода (рис. 6).

Как видно из рис. 6, зависимость плотности тока осаждения никеля (кривая 2) от квадратного корня угловой скорости практически параллельна оси абсцисс, что указывает на ограничения на стадии разряда. Аналогичные зависимости

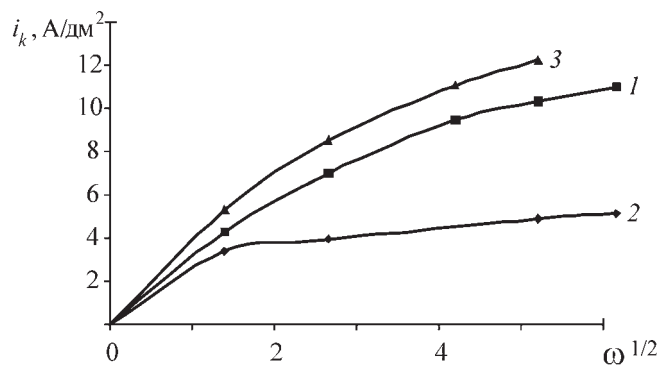


Рис. 6. Зависимости плотности тока осаждения меди (1), никеля (2) и медно-никелевого сплава (3) от квадратного корня угловой скорости дискового вращающегося электрода

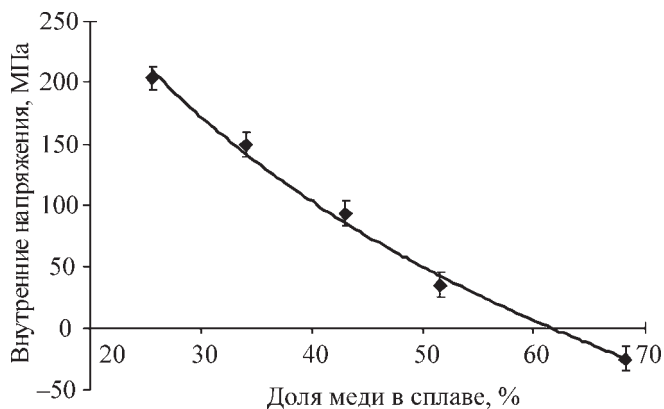


Рис. 7. Зависимость внутренних напряжений покрытий сплава от содержания меди в сплаве

сти для меди (кривая 1) и сплава (кривая 3) показывают, что разряд лимитируется несколькими стадиями процесса, т.е. протекает со смешанной кинетикой.

Физико-механические свойства покрытия. Так как физико-механические свойства гальванических осадков зависят не только от состава, но и от условий электролиза, были исследованы наиболее значимые практические свойства покрытий медно-никелевым сплавом из сульфосалицилатно-аммиачного электролита.

С увеличением толщины покрытия его шероховатость практически линейно возрастает, но оно остается блестящим.

В зависимости от состава сплава шероховатость покрытия изменяется нелинейно и имеет область минимума в диапазоне 35...45 % меди. Покрытия такого состава сплава обладают наибольшей отражающей способностью.

Выявлено, что внутренние напряжения (рис. 7), определенные методом гибкого катода, сильно зависят от состава сплава и изменяются от внутренних сжимающих напряжений при содержании меди в сплаве выше 60 % к растягивающим для сплавов с долей меди ниже 60 %. Однако они остаются сравнительно невысокими и составляют 150...200 МПа, что сравнительно ниже, чем для чистого ни-

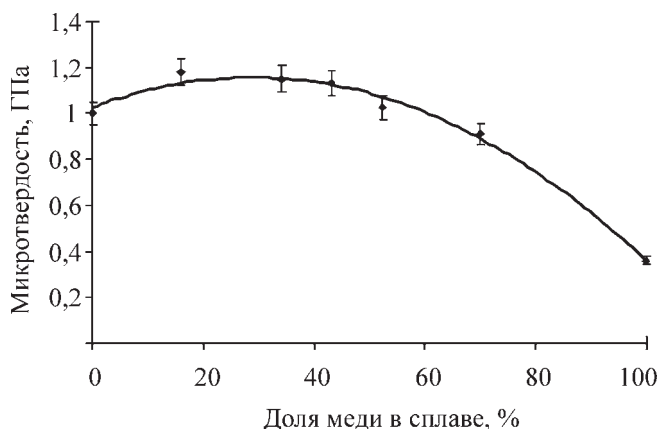


Рис. 8. Зависимость микротвердости покрытия медно-никелевым сплавом от содержания меди в сплаве

келя. Покрытие медно-никелевым сплавом в области нулевых значений внутренних напряжений имеет блестящий глянцевый вид светлого цвета.

Измеренные значения микротвердости на микротвердомере ПМТ-3 выявили криволинейную зависимость изменения микротвердости с увеличением содержания никеля (рис. 8). Микротвердость изменяется от 0,36 ГПа для чистой меди до 1 ГПа для чистого никеля. Максимум микротвердости соответствует сплаву состава 70 % Ni и превосходит микротвердость чистого никеля в 1,15 раза. Зависимость микротвердости от состава гальванического осадка подобна аналогичной зависимости литейного сплава.

Как показали испытания на износостойкость (рис. 9), износостойкость покрытий сплавом превышает износостойкость покрытия медью, а покрытия сплава на основе никеля по износостойкости превосходят покрытия чистым никелем.

Медно-никелевые сплавы обладают низкими и стабильными во времени значениями переходного электросопротивления. Пленка продуктов коррозии на поверхности сплава имеет более низкое электросопротивление в сравнении с пленками на никеле и меди и колеблющееся в диапазоне 7,6...12,4 мОм, зависящее от нагрузки на контакт и состава сплава (рис. 10).

Как показали результаты испытаний в камере влаги, переходное электросопротивление покрытий медно-никелевых сплавов на основе меди и на основе никеля изменяется менее значительно в сравнении с покрытиями медью и никелем. Стабильность низкого переходного электросопротивления сплава позволяет применять его для покрытия слаботочных электрических контактов с целью экономии благородных металлов и повышения долговечности изделий.

Для оценки коррозионной устойчивости гальванических покрытий сплавом, полученных из сульфосалицилат-

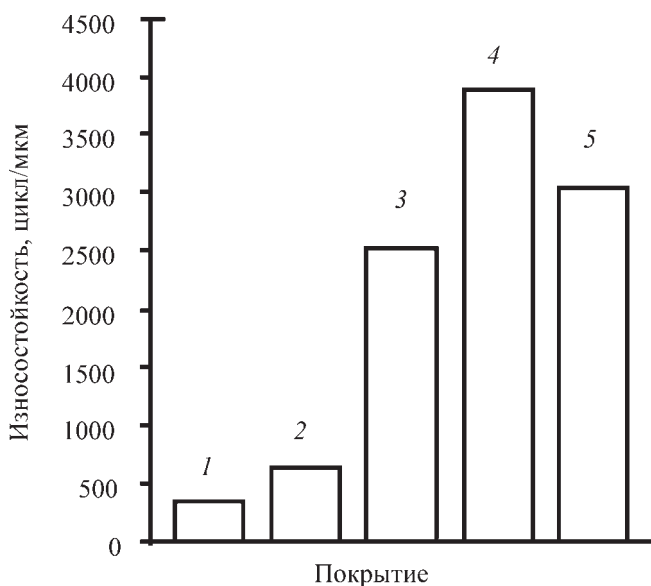


Рис. 9. Износостойкость покрытия медью, никелем и сплавом: 1 – 100 % меди; 2 – 52 % меди; 3 – 43 % меди; 4 – 34 % меди; 5 – 100 % никеля

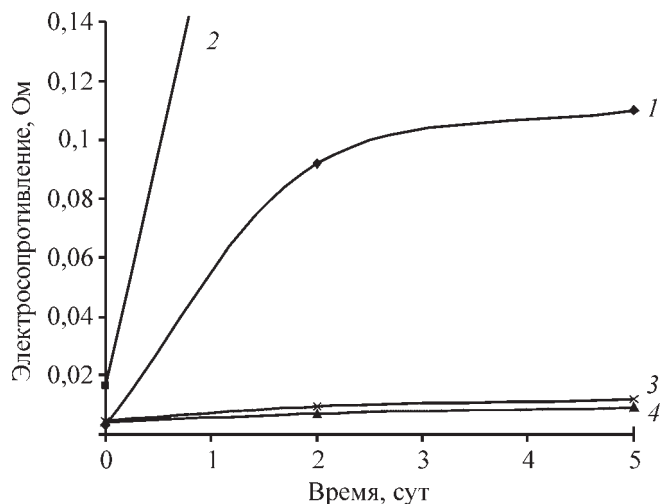


Рис. 10. Изменение переходного электросопротивления меди и медно-никелевого сплава от продолжительности испытания: 1 – медь; 2 – никель; 3 – сплав 60 % меди; 4 – сплав 45 % меди

но-аммиачного электролита, были проведены климатические испытания по ГОСТ 9.308–85.

Испытания в камере влаги показали, что гальванические покрытия медно-никелевым сплавом оцениваются в 4 балла (из 10 возможных). На покрытиях после 56 сут испытаний были выявлены потускнения поверхности с частичной потерей блеска.

Заключение

Разработанный электролит позволяет осаждать блестящие износостойкие покрытия с низким и стабильным переходным электросопротивлением. Покрытие медно-никелевым сплавом можно применять не только в традиционных областях защиты от коррозии, но и для декоративных целей вместо никелирования. Низкие и стабильные значения переходного электросопротивления и высокие значения износостойкости позволяют использовать покрытие данным сплавом для слаботочных электрических контактов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вячеславов П.М. Электролитическое осаждение сплавов. Л.: Машиностроение, 1986. 112 с.

2. Bayliss D.A., Deacon D.H. Steelwork corrosion control. Spon Press. Second edition. 2002. P. 414.

3. Povetkin V.V., Devyatkova O.V. Electrodeposition and properties of Cu–Ni alloys from trilon baths // Journal of Protection of Metals. 1999. Vol. 35. № 6. P. 563–565.

4. Hanwei Hey, Shouya Jia. Direct electrodeposition of Cu–Ni–W alloys for the liners for shaped charges // Journal Mater. Sci. Technol. 2010. Vol. 26. № 5. P. 429–432.

5. Gouda V.K., Shalaby H.M., Banat I.M. The effect of sulphate-reducing bacteria on the electrochemical behaviour of corrosion-resistant alloys in sea water // Corrosion Science. 1993. Vol. 35. Issues 1–4. P. 683–691.

6. Ghosha S.K., Dey G.K. et al. Improved pitting corrosion behaviour of electrodeposited nanocrystalline Ni–Cu alloys in 3,0 % wt. NaCl solution // Journal of Alloys and Compounds. 2006. Vol. 426. № 1–2. P. 235–243.

7. Ясевич В.И., Карабанов С.М. и др. Исследование электроосаждения медно-никелевого покрытия на контакт-детали герконов // Вестник РГРТУ. 2008. № 3. С. 64–68.

8. Шишкина Л.В., Карабанов С.М., Локштанова О.Г. Электролитические покрытия контактных систем с применением барьерных слоев на основе сплавов медь–никель, кобальт–вольфрам и никель–молибден // Вестник РГРТУ. 2009. Вып. 29. № 3.

9. Pellicer E., Varea A. et al. Nanocrystalline electroplated Cu–Ni: metallic thin films with enhanced mechanical properties and tunable magnetic behavior // Journal of Advanced functional materials. 2010. Vol. 20. P. 983–991.

10. Karahan İ.H., Bakkaloğlu Ö.F., Bedir M. Giant magnetoresistance of electrodeposited Cu–Co–Ni alloy films // Journal of physics (Indian Academy of Sciences). 2007. Vol. 68. № 1. P. 83–90.

11. Delatorre R.G., Sartorelli M. et al. Thermoelectric properties of electrodeposited CuNi alloys on Si // Journal of applied physics. 2003. Vol. 93. №. 10. P. 6154–6158.

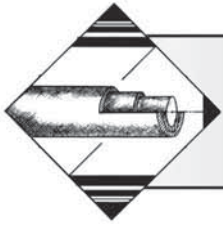
12. Bonhote C., Landolt D. Microstructure of Cu–Ni multilayers electrodeposited from a citrate electrolyte // Journal of Electrochemical Acta. 2007. Vol. 42. № 15. P. 2407–2417.

13. Харламов В.И., Белоус О.М. и др. Особенности формирования микрорельефа гальванических сплавов медь–кобальт, медь–никель // Электрохимия. 1997. Т. 33. № 1. С. 85–87.

14. Пат. 2365683 RU, МПК С 25 D 3/58. Сульфосалицилатный электролит для осаждения сплава медь–никель / Виноградов С.Н., Севостьянов Н.В. № 2008138832/02; заяв. 30.09.08; опубл. 27.08.09, Бюл. № 24.

15. Виноградов С.Н., Севостьянов Н.В. Электроосаждение сплавов медь–никель из сульфосалицилатно-аммиачного электролита и их физико-механические свойства // Гальванотехника и обработка поверхности. 2010. Т. 18. № 1. С. 22–27.

16. Булатов М.И., Калинин И.П. Практическое руководство по фотометрическим методам анализа. Л.: Химия, 1982. 432 с.



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.9.047

О.Н. Кириллов, Г.А. Сухочев (Воронежский государственный технический университет)
E-mail: suhotchev@mail.ru

Комбинированная высокоскоростная обработка непрофилированным электродом-инструментом

Рассмотрены основные положения комбинированной высокоскоростной обработки непрофилированным электродом-щеткой, конструктивные решения по средствам технологического оснащения комбинированного процесса и результаты экспериментальных исследований режимов отделочной и упрочняющей поверхностной обработки комбинированными методами.

Ключевые слова: комбинированная обработка, электрод-щетка, непрофилированный инструмент, импульсный режим, устройство, отделка, упрочнение.

In article substantive provisions of the combined high-speed processing not by a profile electrode-brush, constructive decisions on means of technological equipment of the combined process and results of experimental researches of modes of finishing and strengthening superficial processing by the combined methods are considered.

Keywords: combined processing, electrode-brush, not profile tool, pulse mode, device, furnish, hardening.

Для решения задач создания современных изделий машиностроения более широко в многономенклатурных производственных системах используются высокопроизводительные электрические методы обработки [1]. Наиболее сложным вариантом со свободным положением рабочей поверхности (при обработке электродом-щеткой) являются процессы размерного формирования качественного поверхностного слоя для точных деталей сложной формы, особенно из труднообрабатываемых сплавов.

При комбинированной обработке непрофилированным электродом-щеткой на обрабатываемую поверхность совместно воздействуют несколько факторов: электроэрозионная обработка импульсом тока, формируемым в межэлектродном зазоре, определяющая производительность, точность, состояние поверхностного слоя обрабатываемой детали; анодное растворение металла, улучшающее качество поверхностного слоя материала и ускоряющее удаление припуска; механическое воздействие пучков проволоки, которое вызывает депассивации и локальный нагрев обрабатываемой поверхности.

При высокоскоростной обработке электродом-щеткой не возникают длительные прямые контакты инструмента и заготовки, переходящие в дуговые разряды. Это обеспечивается высокой окружной скоростью инструмента, геометрией рабочей части (расчетным шагом между пучками проволоки, длиной, диаметром и т.д.), физико-механическими характеристиками материала проволоки, электрическими параметрами режимов обработки.

Устоявшийся в практике технологический показатель — "прижим инструмента" — потребовал нового определения —

быстропротекающий контакт, т.е. как разовое кратковременное соприкосновение, обеспечиваемое положением концов нежесткого непрофилированного электрода-инструмента со стороны заготовки. Основное время обработки протекает с зазором между инструментом и заготовкой. Это влияет на механизм формирования поверхностного слоя, так как принятый ранее в электроконтактной обработке подход к удалению припуска путем управления дуговым разрядом [2] в этом случае неправомерен.

При высокоскоростной обработке может существовать только импульсный (кратковременный) разряд, основной период которого протекает при наличии зазора, а его длительность регулируется временем прохождения периферией инструмента зоны удаления припуска.

Решение проблемы создания технологического процесса высокоскоростной комбинированной обработки возможно, если обеспечить управление процессом поддержания взаимного положения электродов в зоне обработки [3] и ограничить время развития электрического разряда периодом начала перехода импульсного режима в дуговой. С учетом этого устанавливаются требования к формированию геометрии электрода-инструмента, свойствам материала электрода-инструмента и технологическим параметрам оборудования.

Изложенные выше положения подтверждаются проведенными экспериментальными исследованиями, которые осуществляли при режимах: напряжение $U = 8$ В; продольная подача заготовки $S = 0,3...0,45$ м/мин; диаметр проволоки щетки $d_{пр} = 0,2$ мм; рабочая среда — токопроводящая смазочно-охлаждающая жидкость с добавлением водных растворов нейтральных солей (3 % NaCl).

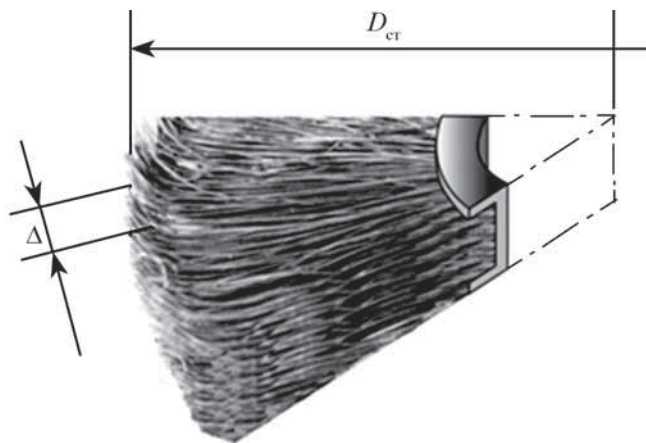


Рис. 1. Электрод-щетка после удаления заусенцев и размерно-скобления острых кромок

Из анализа экспериментальных данных следует, что с увеличением контакта чистота обработанной поверхности ухудшается. Так, при величине контакта по длине проволоки 0,5 мм параметр шероховатости обработанной поверхности $Ra = 0,5$ мкм, при увеличении контакта до 1,5 мм – $Ra = 1,2$ мкм.

Таким образом, для чистовых операций контакт электрода-щеточки и заготовки должен быть близок к 0. Однако проводить обработку с нулевым контактом электрода-инструмента и заготовки не осуществимо даже для изделий плоской формы, так как при обработке исходная поверхность не является идеально ровной. Происходит изгиб и деформация электрода-щеточки. На рис. 1 представлен фрагмент электрода-щеточки после комбинированной обработки поверхности детали.

В статике и динамике диаметр диска инструмента разный. Истинный диаметр электрода

$$D_{ист} = D_{ст} + \Delta,$$

где $D_{ист}$ – диаметр электрода-щеточки с проволоками в выпрямленном положении (при достижении заданного значения $V_{окр}$);

$V_{окр}$ – окружная скорость;

$D_{ст}$ – диаметр электрода-щеточки в статике;

Δ – величина загиба концов проволок электрода-щеточки в результате электроэрозионных разрядов и механического контакта с заготовкой.

В процессе работы электрода-щеточки проволока изгибается и придать ей прямолинейную форму можно только за счет центробежных сил от вращения инструмента.

Одним из важнейших параметров управления величиной контакта (зазора) в процессе комбинированной обработки является окружная скорость.

Установлено, что с переходом обработки электродом-щеткой в зону высоких скоростей появляется возможность получения показателей, характерных для чистовой обработки. Например, увеличение окружной скорости при обработке чугунных решеток с 12 до 30 м/с позволило улучшить качество обрабатываемой поверхности от исходной $Rz = 70$ мкм до $Ra = 3...5$ мкм.

Таким образом, снижение напряжения до 4 В не оказывает существенного влияния на увеличение шероховатости, после 6 В величина шероховатости начинает возрастать. Увеличение силы тока приводит к значительным изменениям шероховатости после 4 В. Отсюда следует, что для высокоскоростной размерной обработки наиболее пригодным будет напряжение в диапазоне 4...6 В.

Из-за высоких окружных скоростей удалось снять ограничения по ширине электрода-щеточки, что позволило интенсифицировать процесс чистовой обработки, производя ее за меньшее число проходов. Ранее ширина используемой для комбинированной обработки электрода-щеточки составляла 10...20 мм. Сейчас появилась возможность проводить обработку инструментом шириной до 400 мм. Однако такой электрод-щеточка может использоваться для обработки только линейных поверхностей.

Цилиндрический электрод-щеточку применяли при обработке с высокими окружными скоростями до 50 м/с. После обработки концы проволок остались прямыми, что подтверждает предложенную теорию размерной высокоскоростной обработки непрофилированным электродом-щеточкой. Электрод-щеточку использовали для обработки изделий из различных материалов: стали, чугуна, цветных сплавов.

Применение для формирования мест переходов и удаления заусенцев от предшествующей операции комбинированных методов обработки электродами-щеточками с наложением электрического поля позволяет повысить точность обработки, производительность, устранить ручной труд слесарей, улучшить экологическую обстановку на зачистных участках машиностроительных предприятий. Отсутствие серийного оборудования для комбинированной обработки электродом-щеточкой вынуждает занимать имеющееся металлорежущее оборудование, предназначенное для других целей.

Для обработки электродом-щеточкой требуется разработка компактного, малогабаритного, легко устанавливаемого устройства, использование которого позволит сократить время установки на имеющемся незадействованном на других операциях оборудовании, даст возможность использовать электроды-инструменты разных типов, что расширит технологические возможности комбинированного способа обработки. На рис. 2 показано устройство для удаления заусенцев в пересекающихся каналах непрофилированным электродом-инструментом.

Устройство крепится к шпинделю сверлильного станка, модернизированного для обработки с наложением электрического поля. Для работы применяли электроды-инструменты, выполненные в форме секционной дисковой щетки с рабочей частью из серии консольно закрепленных непрофилированных латунных проволочных электродов диаметром 0,10...0,15 мм и длиной пучков проволоки до 40 мм (рис. 3).

Для снятия заусенцев и скругления острых кромок также использовали и сплошную дисковую щетку с внешним диаметром периферии диска до 80 мм, диаметром проволок 0,2 мм и плотностью набивки 0,42. При обработке каналов малого диаметра (менее 20 мм) применяли щетки в виде кисточки.

Рабочую часть электродов-кисточек изготавливали из меди М1, латуни Л62, стали 12ХГСН-А диаметром прово-

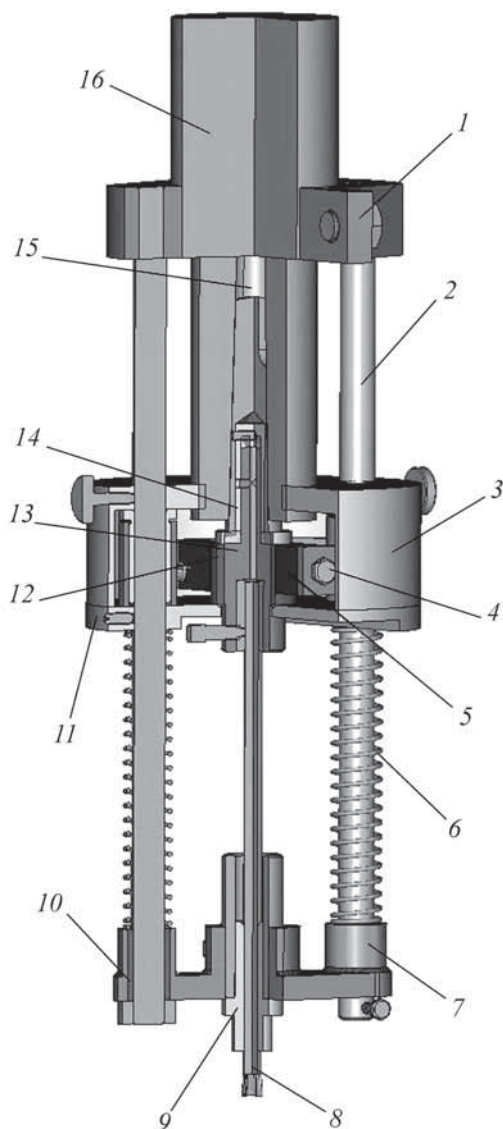


Рис. 2. Приспособление для формирования переходного профиля и удаления заусенцев в каналах:

1 – хомут; 2 – колонна; 3 – диэлектрическая крышка; 4 – крепежный болт; 5 – медно-графитовые щетки; 6 – пружина; 7 – траверса; 8 – электрод-щетка; 9 – диэлектрическая втулка; 10 – втулка бронзовая; 11 – диск; 12 – коллектор; 13 – оправка; 14 – изолятор; 15 – конус; 16 – шпиндель

лок 0,11...0,42 мм и длиной рабочей части около 20 мм. Электроды-щеточки, выполненные в виде кисточки (рис. 4), вводили внутрь каналов, включали заданную скорость вращения инструмента, подавали рабочую жидкость, накладывали электрическое поле и удаляли заусенцы на выходе из каналов. Необрабатываемые поверхности каналов защищали диэлектрическими втулками.

Удаление заусенцев и скругление острых кромок осуществляли на модернизированном для комбинированной обработки непрофилированным электродом-инструментом сверлильном станке модели 2А-125 с выпрямителем тока ВУ 12/600. Комбинированным способом непрофи-



Рис. 3. Дисковый секционный электрод-щеточка для обработки внутренних поверхностей

лированным электродом-щеточкой были обработаны типовые изделия сложной геометрической формой.

Формировали переходные участки и удаляли заусенцы от предшествующей операции в пересекающихся каналах корпусов эжекторов (рис. 5). Обработку выполняли при напряжении 4...6 В, частоте вращения шпинделя станка до 4000 об/мин, величине контакта по длине проволоки между инструментом и заготовкой в зоне обработки до 0,22...0,30 мм. Применение дискового электрода-щеточки позволило удалить и скруглить острые кромки в деталях из высокопрочных материалов и получить радиусы скругления $(0,4 \pm 0,1)$ мм.

Обработка одного канала корпуса эжектора занимала не более 10 с. Скругление остальных граней корпуса занимало не более 20 с. Использование электродов-инструментов в форме щеток-кисточек позволяет удалять заусенцы в каналах малых размеров, хотя сам процесс менее производительен, чем дисковым электродом-щеточкой. Наибольшую стойкость имеют щетки-кисточки из меди, наименьшую – из стали.

Для нагруженных деталей перспективных энергетических установок, работающих в экстремальных условиях нестационарных воздействий, после чистовой обработки требуется получать в поверхностном слое остаточные сжимающие напряжения. Применительно к деталям с большой площадью поверхности с предварительно сформированной шероховатостью не более 3...4 мкм наиболее приемлемыми являются методы струйной комбинированной обработки микрошариками в токопроводящей газожидкостной среде [4].



Рис. 4. Электроды-кисточки

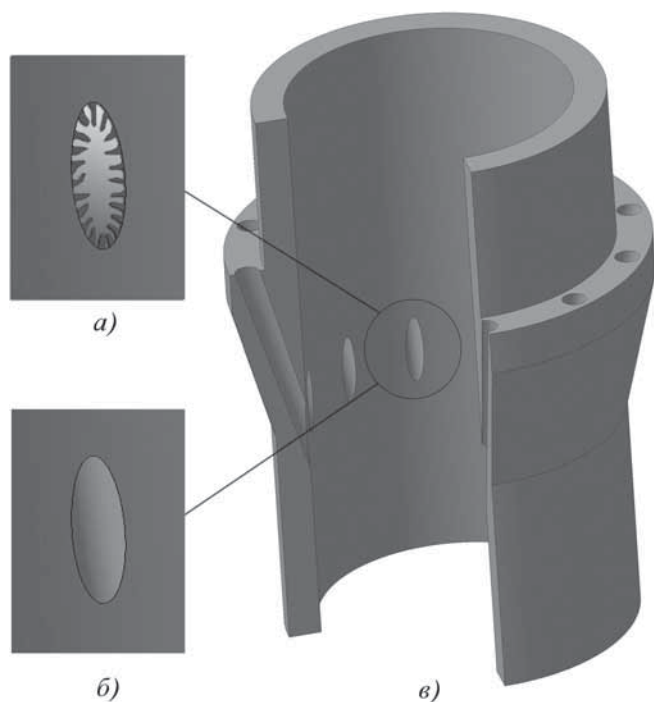


Рис. 5. Удаление заусенцев в пересекающихся каналах эжекторов непрофилированным электродом-инструментом:

a – канал до обработки; *б* – канал после обработки; *в* – корпус эжектора

В качестве материала для струйной обработки использовали микрошарики из закаленной стали размером фракции 60...200 мкм. Газожидкостная слабопроводящая среда состояла из капельной фракции технической воды и сжатого воздуха. Комбинированную обработку проводили на установке эжекторного типа с наложением тока низкого напряжения при соблюдении технологических параметров процесса:

- расстояние от среза сопла и поверхностью детали $L = (150 \pm 15)$ мм;
- время обработки каждого участка поверхности 30 с;
- угол соударения потока микрошариков с поверхностью $\Delta\alpha = (60 \pm 5)^\circ$;
- напряжение 5...8 В;
- давление сжатого воздуха 0,2...0,4 МПа.

В результате было получено повышение микротвердости поверхностного слоя в среднем на 200 МПа. Стабильность наклепа поддерживалась равномерной дистанцион-

ной подачей рабочей среды в струйный аппарат эжекторного типа [5], что позволило увеличить предел выносливости поверхностного слоя на 10...15 % и явилось дополнительным резервом увеличения срока эксплуатации изделий.

Выводы

Разработана концепция высокоскоростной обработки, заключающаяся в том, что управлять процессом обработки непрофилированным электродом-щеткой возможно за счет использования в качестве режимных параметров окружной скорости инструмента.

Разработано быстросъемное компактное мологабаритное приспособление для комбинированного формирования мест переходов.

Спроектированы и изготовлены непрофилированные электроды-инструменты, позволяющие производить обработку пересекающихся каналов малого диаметра. Подобраны режимы обработки, позволяющие формировать места переходов: скруглять с заданной геометрией и удалять заусенцы от предшествующей операции в пересекающихся каналах изделий со сложной геометрической формой.

Предложена методология последующего после чистовой обработки упрочнения поверхностного слоя детали и средства технологического оснащения, включающие оборудование и обрабатываемые токопроводящие непрофилированные инструменты для комбинированной обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кириллов О.Н. Чистовая обработка переходных участков непрофилированным электродом // Известия ОрёлГТУ. Сер. Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2009. № 2-2/274(560). С. 66–71.
2. Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов: в 2-х т. Т. 2. / Под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высшая школа, 1983. 208 с.
3. Кириллов О.Н. Моделирование процесса взаимодействия непрофилированного нежесткого электрода инструмента с объектом обработки // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2010. № 5. С. 31–34.
4. Кириллов О.Н. Расчет и проектирование непрофилированного электрода-щеткой // Вестник Воронежского гос. техн. ун-та. 2009. Т. 5. № 11. С. 39–42.
5. Сухочев Г.А., Небольсин Д.М., Коденцев С.Н. Исследование режимов комбинированной обработки внутренних поверхностей // Вестник Воронежского гос. техн. ун-та. 2011. Т. 7. № 4. С. 44–47.
6. Пат. на изобретение 2008183 РФ, МКИ³ С 15 В 24 С 5/06. Установка для струйно-динамической отделочно-упрочняющей обработки деталей / Левченко А.В., Сухочев Г.А. // Открытия. Изобретения. 1994. № 4.

Моделирование воздействия лазерного излучения на многослойную композицию

Представлены результаты моделирования воздействия лазерного излучения на многослойную инструментальную композицию. Описана предлагаемая математическая модель распространения тепла в многослойном теле. Предложены режимы комбинированной упрочняющей обработки режущего инструмента с использованием лазерного излучения.

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

In the article results of modeling of influence of laser radiation on a multilayered tool composition are presented. The offered mathematical model of distribution of heat in a multilayered body is described. The combined strengthening processing of the cutting tool with use of laser radiation are offered.

Keywords: cutting tool, wearproof covering, combined processing, laser radiation, capacity density, mathematical model, thermalphysical characteristics.

Направленное изменение микроструктуры и эксплуатационных характеристик износостойких покрытий в ряде случаев требует применения комбинации методов упрочняющей обработки. Последовательное применение в едином технологическом цикле двух и более поверхностных технологий дает возможность получить сочетание таких свойств, которые невозможно достичь ни одной из этих технологий в отдельности.

Одним из примеров комбинированной упрочняющей обработки является совмещение ионно-плазменного нанесения покрытий методом КИБ с последующей лазерной обработкой [1, 2]. Режимы лазерной обработки можно определить на основе анализа зоны термического влияния. Однако современные износостойкие композиции представляют собой многослойные структуры, что наряду с локальностью и быстротечностью распространения тепла осложняет математическое описание процесса. В данной работе сделана попытка описать воздействие лазерного излучения на многослойную композицию.

Структуру зоны термического влияния в результате воздействия лазерного излучения на поверхность можно исследовать, рассматривая лазерную обработку как тепловое воздействие лазерного излучения на многослойную композицию. Используя симметрию задачи относительно оси распространения лазерного луча (ось oz), распределение температур будем определять в плоскости xoz , а реальное положение изотерм получим вращением соответствующих кривых вокруг оси oz (рис. 1).

Пусть на тело в момент времени $t = 0$ действует мгновенный распределенный источник тепла, причем тело имеет конвективный теплообмен с окружающей

средой по закону Ньютона. Инструментальная композиция состоит из k слоев: слои $1...k-1$ – твердые износостойкие

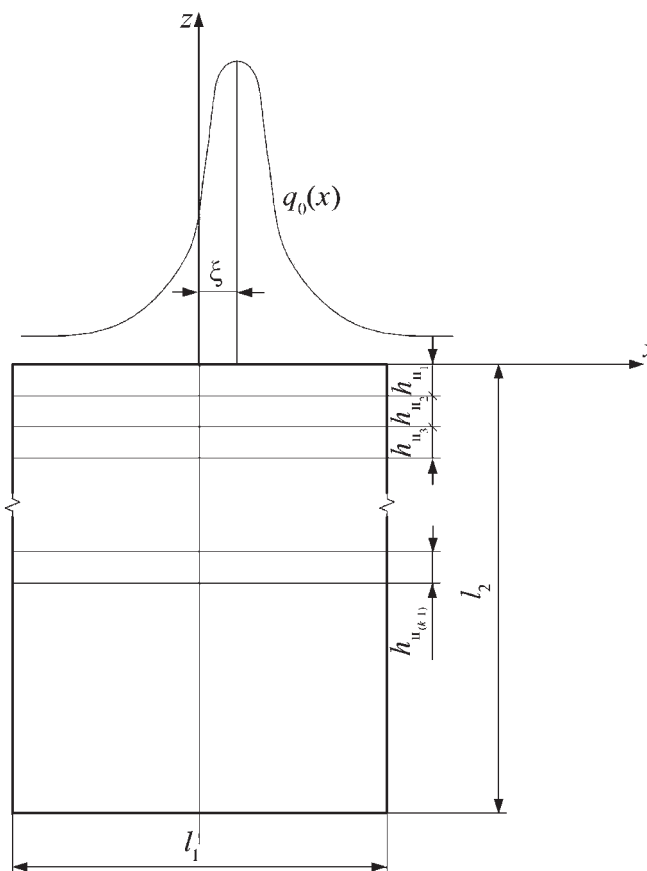


Рис. 1. Схема воздействия лазерного излучения на композицию покрытие–основа

покрытия, k -й слой – основа. Тогда необходимо решить систему уравнений:

$$\left\{ \begin{array}{l}
 c_1 \rho_1 \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda_1 \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right); \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < z < h_{n_1}; \quad 0 < t < +\infty; \\
 c_2 \rho_2 \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda_2 \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right); \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad h_{n_1} < z < h_{n_2}; \quad 0 < t < +\infty; \\
 \dots \\
 c_k \rho_k \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda_k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right); \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad h_{n_{(k-1)}} < z < l_2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 T(x, h_{n_1} - 0, t) = T(x, h_{n_1} + 0, t); \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 T(x, h_{n_2} - 0, t) = T(x, h_{n_2} + 0, t); \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 \dots \\
 T(x, h_{n_{(k-1)}} - 0, t) = T(x, h_{n_{(k-1)}} + 0, t); \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 \lambda_1 \frac{\partial T(x, h_{n_1} - 0, t)}{\partial t} = \lambda_2 \frac{\partial T(x, h_{n_1} + 0, t)}{\partial t}; \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 \lambda_2 \frac{\partial T(x, h_{n_2} - 0, t)}{\partial t} = \lambda_3 \frac{\partial T(x, h_{n_2} + 0, t)}{\partial t}; \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 \dots \\
 \lambda_{k-1} \frac{\partial T(x, h_{n_{(k-1)}} - 0, t)}{\partial t} = \lambda_k \frac{\partial T(x, h_{n_{(k-1)}} + 0, t)}{\partial t}; \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 \frac{\partial T(-l_1/2, z, t)}{\partial t} = -\alpha T(-l_1/2, z, t); \quad 0 < z < l_2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 \frac{\partial T(l_1/2, z, t)}{\partial t} = -\alpha T(l_1/2, z, t); \quad 0 < z < l_2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 \frac{\partial T(x, 0, t)}{\partial t} = -\alpha T(x, 0, t); \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < t < +\infty; \\
 q = q_0 \exp(-k_q(x - \xi)^2); \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad z = 0; \quad 0 < t < \tau_n; \\
 T(-l_1/2, z, 0) = T(l_1/2, z, 0) = T(x, l_2, 0) = T(x, 0, 0) = 0; \quad -l_1/2 < x < l_1/2; \quad 0 < z < l_2,
 \end{array} \right. \quad (1)$$

где c_i, ρ_i, λ_i – соответственно теплоемкость, плотность и коэффициент теплопроводности i -го материала;

T – температура в точке с координатами (x, z) ;

x, z – переменные;

l_1, l_2 – размеры тела по осям ox и oz соответственно;

$h_{n_1}, h_{n_2}, \dots, h_{n_{(k-1)}}$ – толщина покрытия 1-го, 2-го, ..., k -1-го слоя;

t – время;

α – коэффициент теплоотдачи;

q, q_0 – плотность мощности соответственно лазерного излучения в точке с координатами (x, z) и в центре лазерного пятна;

k_q – коэффициент сосредоточенности излучения;

ξ – координата центра источника;

τ_n – длительность импульса.

Решением системы уравнений является выражение

$$T(x, z, t) = \sum_{m, n=1}^{+\infty} A_{m,n} \exp(-\beta_{m,n} t) U_{m,n}(x, z),$$

где $A_{m,n}$ – коэффициент, зависящий от теплофизических свойств материала, геометрических размеров тела и технологических параметров лазерного излучения:

$$A_{m,n} = \frac{2 \int_{-l_1/2}^{l_1/2} \int_0^{l_2} \sqrt{\mu(x, z)} q_0 \exp(-k_q(x - \xi)^2) \sqrt{\frac{\tau_n}{\pi}} U_{m,n}(x, z) dx dz}{\|V_{m,n}\|^2}; \quad (2)$$

$U_{m,n}(x, z)$ – коэффициент, зависящий от геометрических размеров тела, теплофизических свойств материала и коэффициента теплоотдачи:

Зная распределение температур от действия единичного импульса лазерного излучения, используя принцип суперпозиции, можно получить распределение температур от

$$U_{m,n}(x, z) = \begin{cases} \frac{\sin \omega_{m,n,1} z}{\sin \omega_{m,n,1} h_{n_1}} \sin \frac{n\pi x}{l_1}, & -l_1/2 \leq x \leq l_1/2; 0 \leq z \leq h_{n_1} \\ \frac{\sin \omega_{m,n,2}(z-h_{n_1})}{\sin \omega_{m,n,2}(z-h_{n_1})} \sin \frac{n\pi x}{l_1}, & -l_1/2 \leq x \leq l_1/2; h_{n_1} \leq z \leq h_{n_1} + h_{n_2} \\ \frac{\sin \omega_{m,n,3}(z-h_{n_1}-h_{n_2})}{\sin \omega_{m,n,3}(z-h_{n_1}-h_{n_2})} \sin \frac{n\pi x}{l_1}, & -l_1/2 \leq x \leq l_1/2; h_{n_1} + h_{n_2} \leq z \leq h_{n_1} + h_{n_2} + h_{n_3}; \\ \dots \\ \frac{\sin \omega_{m,n,k}(l_2-z)}{\sin \omega_{m,n,k}(l_2-\sum_{i=1}^{k-1} h_{n_i})} \sin \frac{n\pi x}{l_1}, & -l_1/2 \leq x \leq l_1/2; \sum_{i=1}^{k-1} h_{n_i} \leq z \leq l_2 \end{cases} \quad (3)$$

$\beta_{m,n}$ – корни следующего трансцендентного уравнения ($m = 1, 2, 3, \dots; n = 1, 2, 3, \dots$):

действия импульсов. Тогда решение системы уравнений (1) будет иметь вид:

$$\begin{aligned} & \left(\lambda_1 \sqrt{\frac{c_1 \rho_1 \beta_{m,n}^2}{\lambda_1} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}} + \alpha \right) \operatorname{ctg} \left(h_{n_1} \sqrt{\frac{c_1 \rho_1 \beta_{m,n}^2}{\lambda_1} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}} \right) = \left(\lambda_2 \sqrt{\frac{c_2 \rho_2 \beta_{m,n}^2}{\lambda_2} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}} + \alpha \right) \times \\ & \times \operatorname{ctg} \left(h_{n_2} \sqrt{\frac{c_2 \rho_2 \beta_{m,n}^2}{\lambda_2} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}} \right) = \dots = \left(\lambda_i \sqrt{\frac{c_i \rho_i \beta_{m,n}^2}{\lambda_i} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}} + \alpha \right) \operatorname{ctg} \left(h_{n_i} \sqrt{\frac{c_i \rho_i \beta_{m,n}^2}{\lambda_i} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}} \right) = \dots = \\ & = \left(\lambda_k \sqrt{\frac{c_k \rho_k \beta_{m,n}^2}{\lambda_k} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}} + \alpha \right) \operatorname{ctg} \left(\left(\sum_{j=1}^{k-1} h_{n_j} \right) \sqrt{\frac{c_k \rho_k \beta_{m,n}^2}{\lambda_k} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}} \right). \end{aligned}$$

В формулах (2)–(3) использованы следующие обозначения:

$$T(x, z, t) = \sum_{m,n=1}^{+\infty} \left[U_{m,n}(x, z) \exp(-\beta_{m,n}^2 t) \sum_{i=1}^M A_{i,m,n} \exp\left(-\frac{\beta_{m,n}^2(i-1)}{\nu}\right) \right],$$

где M – число импульсов;
 ν – частота следования импульсов.

$$\omega_{m,n,k} = \sqrt{\frac{c_k \rho_k \beta_{m,n}^2}{\lambda_k} - \frac{n^2 \pi^2}{l_1^2}};$$

$$\mu(x, z) = \begin{cases} c_1 \rho_1 / \lambda_1, & -l_1/2 \leq x \leq l_1/2, 0 \leq z \leq h_{n_1} \\ c_2 \rho_2 / \lambda_2, & -l_1/2 \leq x \leq l_1/2, h_{n_1} \leq z \leq h_{n_1} + h_{n_2} \\ \dots \\ c_k \rho_k / \lambda_k, & -l_1/2 \leq x \leq l_1/2, \sum_{j=1}^{k-1} h_{n_j} \leq z \leq l_2 \end{cases};$$

$$A_{i,m,n} = \frac{2 \int_{-l_1/2}^{l_1/2} \int_0^{l_2} \sqrt{\mu(x, z)} q \exp(-k_q(x-\xi-(i-1)S_0)^2) \sqrt{\frac{\tau_n}{\pi}} U_{m,n}(x, z) dx dz}{\|V_{m,n}\|^2},$$

$$\|V_{m,n}\|^2 = \int_{-l_1/2}^{l_1/2} \int_0^{l_2} \mu(x, z) U_{m,n}^2(x, z) dx dz,$$

где S_0 – шаг следования зон термического влияния (шаг лазерной обработки).

где $\omega_{m,n,k}$ – коэффициент, определяющий форму изотерм;
 $\mu(x, z)$ – коэффициент, зависящий от теплофизических характеристик точки с координатами (x, z) ;

В результате анализа полученной математической модели установлено, что изменение теплофизических характеристик слоев существенно сказывается на распределении температур композиции. Направленно выбирая теплофизические характеристики материалов слоев, можно управлять формированием зон термического влияния в объеме всей композиции.

$U_{m,n}$ – коэффициент, зависящий от теплофизических свойств и геометрических характеристик обрабатываемой композиции;

На рис. 2 приведены графики изменения температуры на поверхности и границе раздела покрытие–основа в зависимости от плотности мощности лазерного излучения. Анализ полученных результатов теплового состояния композиции покрытие–основа позволяет теоретически оценить параметры лазерной обработки в составе комбинированной упрочняющей обработки.

$\|V_{m,n}\|$ – коэффициент, зависящий от теплофизических свойств и геометрических характеристик обрабатываемой композиции.

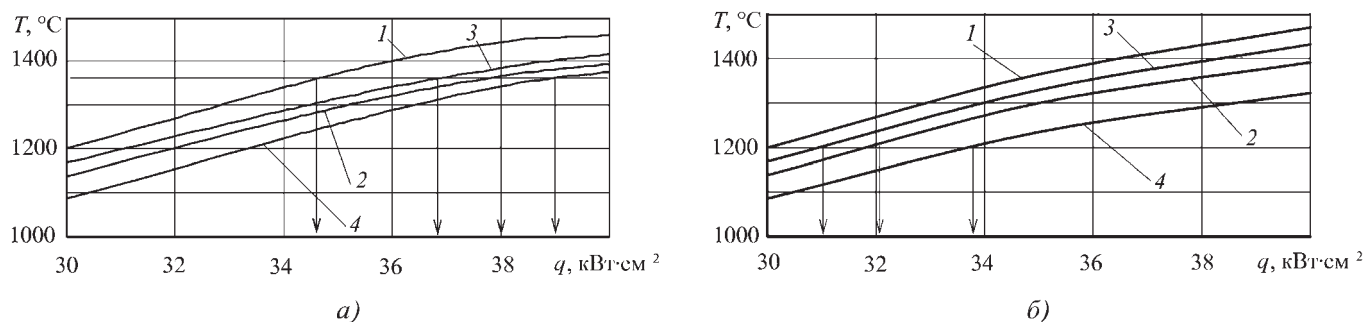


Рис. 2. Влияние плотности мощности лазерного излучения на температуру на границе раздела слоев в композиции покрытие—быстрорежущая сталь Р6М5 (а), покрытие—твердый сплав МК8 (б):

1 – основа; 2 – основа + TiN; 3 – основа + (Ti,Zr)N; 4 – основа + (Ti,Zr)CN; $\tau_{\text{и}} = 4$ мс; $h_{\text{п}} = 6$ мкм

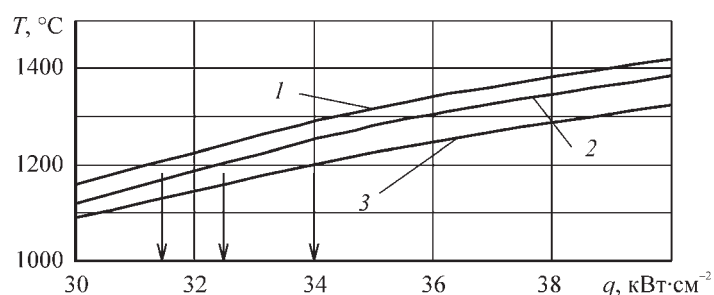


Рис. 3. Влияние плотности мощности лазерного излучения на температуру на границе раздела слоев в композиции двухслойное покрытие—твердый сплав МК8:

1 – основа + покрытие ((Ti,Zr)N (3,0 мкм)—TiN (3,0 мкм)); 2 – основа + покрытие (TiN (3,0 мкм)—(Ti,Zr)N (3,0 мкм)); 3 – основа + покрытие (TiCN (3,0 мкм) – TiN (3,0 мкм)); $\tau_{\text{и}} = 4$ мс

Определение энергетических характеристик лазерного излучения производили на основании зависимостей, представленных на рис. 2, исходя из следующих соображений: энергия лазерного импульса должна обеспечивать максимальные размеры зоны закалки при отсутствии оплавленных участков для инструмента из быстрорежущей стали, а при обработке инструмента из твердого сплава необходимо установить ограничение по температуре, при которой начинается разрушение материала связующей фазы.

Установлено, что плотность мощности лазерного излучения для обработки инструмента из быстрорежущей стали перед нанесением покрытия (для снижения упругопластических деформаций режущего клина) должна быть $3,45 \cdot 10^4$ Вт/см² (при превышении этой величины на поверхности инструмента появляются оплавленные участки).

Для комбинированной упрочняющей обработки инструмента, включающей нанесение покрытия и последующую лазерную обработку, плотность мощности лазерного излучения зависит от материалов основы и покрытия. Так, для быстрорежущего инструмента с однослойным покры-

тием TiN плотность мощности лазерного излучения должна быть равной $3,8 \cdot 10^4$ Вт/см² (при превышении этой величины на границе раздела покрытие—основа достигается температура плавления основы); с покрытием (Ti,Zr)N – $3,68 \cdot 10^4$ Вт/см²; с покрытием (Ti,Zr)CN – $3,9 \cdot 10^4$ Вт/см² (см. рис. 2, а, кривые 2–4).

Плотность мощности лазерного излучения при обработке инструмента из твердого сплава с покрытием TiN должна быть равной $3,2 \cdot 10^4$ Вт/см², с покрытием (Ti,Zr)N – $3,1 \cdot 10^4$ Вт/см², с покрытием (Ti,Zr)CN – $3,38 \cdot 10^4$ Вт/см² (см. рис. 2, б, кривые 2–4 соответственно).

Аналогичные результаты можно получить и для многослойных покрытий различного состава и толщины. Так, для комбинированной упрочняющей обработки инструмента плотность мощности лазерного излучения для инструмента из твердого сплава МК8 с двухслойным покрытием состава (Ti,Zr)N (3,0 мкм)—TiN (3,0 мкм) должна быть равной $3,13 \cdot 10^4$ Вт/см²; с покрытием состава TiN (3,0 мкм)—(Ti,Zr)N (3,0 мкм) – $3,25 \cdot 10^4$ Вт/см²; с покрытием TiCN (3,0 мкм)—TiN (3,0 мкм) – $3,4 \cdot 10^4$ Вт/см² (рис. 3).

Как показывают результаты исследований, плотность мощности лазерного излучения для комбинированной упрочняющей обработки инструмента в зависимости от состава, структуры и толщины покрытия, материала основы варьируется в пределах 25 % около значения, соответствующего уровню плотности мощности для однослойного покрытия TiN такой же толщины.

На основе теоретического анализа теплового состояния многослойной композиции определены режимы лазерной поверхностной обработки для комбинированной упрочняющей обработки инструмента из быстрорежущей стали и твердого сплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Табаков В.П., Власов С.Н. Комбинированная упрочняющая обработка режущего инструмента. ДИТУД, 2003. 124 с.
2. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.
 Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.
 Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
 Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.
 Сдано в набор 10.10.11 г. Подписано в печать 29.11.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
 Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,96. Заказ 823. Свободная цена.
 Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
 Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15