Модификация электронным облучением структурно-фазового состояния и свойств плазменно-детонационных покрытий на основе Ni – Cr

Д. Л. Алонцева, А. Л. Красавин, А. Д. Погребняк, С. Ж. Рахметуллина, А. В. Русакова

Сделан расчет распределения температурного профиля в двухслойных металлических материалах при облучении низкоэнергетическим электронным пучком постоянного тока, предложены определенные параметры электронного пучка для модификации покрытий облучением. Использовали методы численного моделирования для решения уравнения теплопроводности. Проведено облучение по расчетным режимам. Установлено, что облучение покрытий по рекомендованным режимам приводит к эволюции структурно-фазового состояния покрытий: к увеличению размеров диффузионной зоны между покрытием и подложкой, росту объемной доли упрочняющих интерметаллидных фаз, формированию достаточно однородной мелкозернистой структуры в облученных покрытиях и, соответственно, к существенному улучшению эксплуатационных свойств модифицированных покрытий. Износостойкость модифицированных покрытий возрастает в 3 раза, микротвердость увеличивается в среднем на 25%.

Ключевые слова: температурный профиль, двухслойные металлические материалы, электронный пучок, плазменно-детонационные покрытия, структурно-фазовое состояние, диффузионная зона.

The paper presents the calculation of the distribution of the temperature profile in two-layer metallic materials under direct current low-energy electron beam irradiation and proposes explicit parameters of the electron beam for modification of coatings by irradiation. The numerical simulation methods were used for solving the heat equation. The design modes were applied to irradiation. It was found that the exposure of coatings to irradiation by the recommended modes leads to the evolution of the structural-phase state of coatings: an increase in the size of the diffusion zone between the coating and the substrate, an increase in the volume fraction of hardening intermetallic phases, the formation of a sufficiently homogeneous fine-grained structure in the irradiated surfaces and, accordingly, a substantial improvement of the performance properties of modified surfaces. The wear resistance of modified surfaces increases by up to 3 times, the microhardness increases by an average of 25%.

Keywords: temperature profile, two-layer metallic materials, e-beam, plasma-detonation coatings, structural-phase state, diffusion zone.

Введение

В течение последних лет интенсивно развиваются технологии плазменно-детонационного нанесения защитных покрытий на поверхности различных материалов и модификации их свойств облучением. Особенностью плазменно-детонационного метода является формирование достаточно толстых покрытий (100 – 300 мкм) в отличие от методов физического и химического осаждения из газовой фазы (PVD и CVD), при которых формируются тонкие пленки на подложке. Преимущества данного метода в том, что нанесение покрытий проводится в воздушной среде, не требуются защитные газы и дополнительные устройства для создания потока в сторону подложки. Для улучшения адгезии к подложке и уменьшения пористости покрытий используют их оплавление повторным проходом плазменной струи или электронным облучением, есть опыт промышленной эксплуатации обработанного по данным технологиям оборудования [1]. Свойства облученных материалов определяются их структурно-фазовым

составом, влияние облучения на фазовую стабильность достаточно сложное. В литературных источниках нет пока общего мнения о влиянии облучения на структуру и свойства покрытий на основе Ni. Механизмы формирования поверхностных структур в обрабатываемых материалах, обусловленные, в основном, термическими и термомеханическими эффектами, остаются недостаточно исследованными. Главным образом это обусловлено тем, что процессы, идущие в материалах при воздействии электронного облучения и импульсного плазменного воздействия, происходят очень быстро, а температуры достигаются значительные. Измерение температуры в таких условиях затруднено и недостоверно.

Создание математической модели распределения температуры в материале в зависимости от параметров облучения дает возможность предполагать, какие именно структуры и фазы формируются в данном материале при облучении (на основе полученных значений температур и известных диаграмм фазовых состояний). С помощью такой модели можно выбирать параметры облучения так, чтобы достигать высоких температур на границе покрытия с подложкой для ускорения диффузионных процессов с целью улучшения адгезии покрытия к подложке. Работы, посвященные созданию подобной модели [2, 3], говорят об актуальности данной задачи, но они не дают исчерпывающего решения.

Цель данной работы — предложить модель распределения температуры в двухслойных металлических поглотителях при облучении электронным пучком постоянного тока в зависимости от энергии и плотности тока пучка. На основе модельного эксперимента по расчету температурных профилей рекомендовать определенные режимы облучения, провести облучение по данным режимам и установить связь эволюции структурно-фазового состояния, обусловленной облучением, с изменением эксплуатационных характеристик покрытий.

Материал и методы эксперимента

В плазменно-детонационной установке "Импульс-6" на подложке из углеродистой стали обыкновенного качества Ст 3 (в масс.%: Fe — основа, C — 0,25 %, Mn — 0,8 %, Si — 0,37 %, P < 0,045 %) формировали защитные покрытия толщиной от 150 до 300 мкм из порошковых сплавов на основе Ni: ПГ-10Н-01 (в масс.%: Ni — осн.; Cr — 14 – 20 %; B — 3,3 %; Si — 4,8 %; Fe до 7 %; C — 0,8 %) и ПГ-АН-33 (в масс.%: Ni — осн.; Cr — 19 – 24%; Mo — 4%; B — 2%; Si — 2%; W — 1%), ГОСТ 28377-89. Для напыления применяли порошок с размером фракций от 56 до 100 мкм. В качестве материала подложки использовали стальные образцы размером $20 \times 30 \times 10$ мм^3, поверхность которых предварительно подвергали пескоструйной обработке. Порошковые покрытия осаждали в воздушной среде со следующими параметрами импульсно-плазменной обработки: расстояние от подложки до среза сопла установки 60 мм; скорость перемещения образца 360 мм/мин, расход порошка 21,6 г/мин, частота следования импульсов 4 Гц (частота детонации). Плотность электрического тока в плазменной струе может варьироваться от 1 до 7 А/см^2, средние температуры потока плазмы на срезе сопла установки достигают величин порядка нескольких тысяч °С, средний диаметр струи на образце 25 мм, длительность импульса порядка 10 мкс [1, с. 374 – 379], эродирующий электрод — Mo.

Облучение образцов со стороны покрытий по расчетным режимам проводили в вакууме электронным пучком на источнике "У-212" с ускоряющим напряжением 30 кВ в непрерывном режиме. Развертка пилообразная, скорость перемещения пучка в горизонтальном направлении 360 мм/мин, диаметр пучка электронов на образце 10 мм, сила тока 20 – 30 мА [1].

Исследования структуры поверхности и морфологии проводили методами сканирующей электронной микроскопии на JSM-6390LV ("JEOL", Япония) с приставкой энергодисперсионного анализа INCA ENERGY ("Oxford Instruments", Великобритания). Для изучения структурно-фазового состава покрытий применяли рентгеновский дифрактометр X'Pert PRO ("PANalytical", Нидерланды). Микротвердость всех образцов определяли на приборе ПМТ-3 по косым шлифам. Испытания покрытий на износостойкость проводили путем измерения объемного уноса материала на установке СМТС-2 (Украина) по схеме "плоскость – цилиндр" в среде технического вазелина.

Результаты

На основании ряда экспериментальных исследований структурно-фазового состава и свойств покрытий из порошков на основе Ni – Cr [4 – 6], нанесенных методом плазменной детонации на стальные подложки, была предложена модель их строения [7]. В [7] указаны причины формирования зон с разным структурно-фазовым составом в покрытиях, расположение этих зон по глубине от поверхности и их толщина. Особенно важно, что существует переходная (диффузионная зона) между покрытиями и подложкой, в которой происходит смена γ-твердого раствора на основе Ni на твердый раствор на основе железа с ОЦК-структурой и

выделяются интерметаллидные фазы Fe_7Ni_3 или $FeNi_3$. Ширина диффузионной зоны оценивается (по данным о распределении микротвердости по глубине от поверхности и результатам рентгеноструктурного фазового анализа) в среднем ~ 100 мкм: 50 мкм — в покрытии и 50 мкм в подложке.

Необходимость подробного пояснения схемы строения покрытий обусловлена тем, что для разработки математической модели распределения температуры в покрытии при облучении, нам надо обосновать выбор материала и толщины облучаемых слоев. Опираясь на достоверные экспериментальные данные, мы предложили послойную схему строения покрытия. На поверхности покрытий образуется тонкий слой (не более 5 мкм) с оксидами и карбидами преимущественно Cr, затем идет основной слой покрытия на основе Ni толщиной 100 – 300 мкм, далее слой Fe (подложка) — 10000 мкм. Из-за малой толщины слоя Cr на поверхности, данным слоем при расчетах температурного профиля при электронном облучении пренебрегали и рассматривали двухслойные покрытия Ni – Fe облучаемые со стороны Ni.

Основная идея моделирования распределения температурного профиля при облучении заключалась в том, чтобы выбрать режим облучения, при котором в области границы покрытия и подложки достигаются достаточно высокие температуры, для того, чтобы существенно ускорить диффузионные процессы и добиться увеличения ширины диффузионной зоны от покрытия к подложке, без плавления покрытия. Полагали, что оптимальными режимы облучения приведут к гомогенизации покрытия и улучшению его адгезии к подложке за счет ускорения диффузионных процессов.

Для того чтобы сформулировать задачу описания нагрева образца с покрытием движущимся пучком электронов как краевую задачу теории теплопроводности, необходимо задать плотность источников тепла в составном твердом теле. Поскольку толщина слоя покрытия, в котором происходит практически полное поглощение электронов пучка, весьма мала в сравнении с толщиной покрытия, и нас интересует главным образом температурное поле на границе раздела покрытия и подложки, мы моделируем движущийся пучок электронов движущимся плоским нормально-круговым источником заданной мощности. То есть мы полагаем, что удельный тепловой поток на расстоянии r от точки пересечения оси симметрии пучка с поверхностью образца задается выражением (1) (без учета потерь):

$$q(r) = q_{\max} \cdot \exp\left(-kr^2\right), \qquad (1)$$

где $q_{\max} = \dfrac{kN}{\pi}$ (N — мощность пучка, $N = U_к \cdot I$, $U_к$ — катодное напряжение, I — сила тока пучка), а коэффициент сосредоточенности теплового потока k связан с радиусом пятна нагрева $R_п$ (радиусом пучка) соотношением $k = \dfrac{1{,}125}{R_п^2}$. Приведенное в [8] аналитическое решение задачи нагревания пластины конечной толщины движущимся нормально-круговым источником дает возможность грубо оценить максимальную величину нагрева точек, лежащих на ненагреваемой поверхности образца. Соответствующие расчеты для заданных диапазонов энергий пучка и геометрических размеров образца, показывают, что максимальный нагрев (разность между максимальной достигнутой температурой точки и начальной температурой образца) для точек, лежащих на торцах и "обратной" стороне пластины, не превышает 3°C. Таким образом, характер теплообмена с окружающей средой на ненагреваемой плоскости подложки и торцах образца мало сказывается на распределении температур в зоне контакта подложки и покрытия, и мы моделируем образец в виде бесконечной пластины толщиной h, лежащей на поверхности полупространства, заполненного веществом с заданными теплофизическими характеристиками.

Вводя декартовы координаты способом, указанным на рис. 1 (оси X и Y лежат в плоскости поверхности покрытия, ось Z направлена "вглубь" образца), мы считаем, что в момент времени $t_0 = \dfrac{\tilde{o}_0}{V}$ на поверхности начинает действовать нормально-круговой источник, центр которого движется равномерно со скоростью **V** по оси X, и выключается в момент времени $t_1 = -t_0$, причем моменту времени $t = 0$ соответсвует прохождение центром пучка точки с координатами (0,0,0). Поскольку нагрев происходит

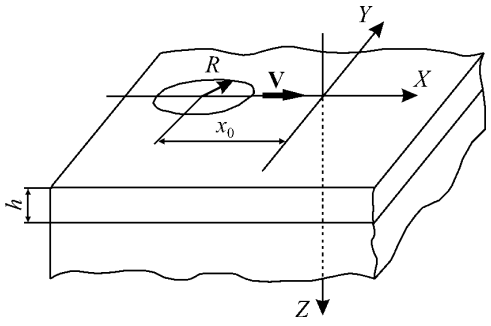

Рис. 1. Схематическое изображение двухслойного образца с движущимся пятном при нагреве электронным пучком, с указанием выбора системы координат.

в вакууме, мы полагаем, что единственным механизмом тепловых потерь с нагреваемой поверхности покрытия является тепловое излучение, описываемое уравнением Стефана-Больцмана

$$p = \sigma \varepsilon T^4, \quad (2)$$

где p — поверхностная плотность мощности излучения, Вт/м^2, σ — постоянная Стефана-Больцмана, ε — коэффициент черноты для материала покрытия.

Таким образом, мы пришли к следующей задаче теории теплопроводности: найти функции $T_1(x, y, z, t)$ (температура покрытия) и $T_1(x, y, z, t)$ (температура подложки), определенные в областях S_1 и S_2, соответственно. Область S_1 определяется неравенствами $0 \le z \le h$, $t_0 \le t \le t_1$, а область S_2 неравенствами $h \le z \le \infty$ и $t_0 \le t \le t_1$, причем для обеих областей $x \in (-\infty, \infty)$ и $y \in (-\infty, \infty)$, удовлетворяющие в этих областях дифференциальным уравнениям (3) и (4):

$$\frac{\partial T_1}{\partial t} = \frac{1}{c_1 \rho_1}\left[\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x}\right) + \right.$$

$$\left. + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial z}\right)\right], \quad (3)$$

$$\frac{\partial T_2}{\partial t} = \frac{1}{c_2 \rho_2}\left[\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x}\right) + \right.$$

$$\left. + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial z}\right)\right], \quad (4)$$

где $\lambda_1 = \lambda_1(T)$ и $\lambda_2 = \lambda_2(T)$ — коэффициенты теплопроводности материалов покрытия и подложки, соответственно, рассматриваемые как функции от температуры (при расчетах для вычисления значений функций $\lambda_1(T)$ и $\lambda_2(T)$ использовали полиномальная интерполяция по табличным значениям коэффициентов теплопроводности никеля и железа), $c_1 = c_1(T)$ и $c_2 = c_2(T)$ — удельные теплоемкости материалов покрытия и подложки, соответственно, также рассматриваемые как функции температуры, ρ_1 и ρ_2 — плотности материалов покрытия и подложки (константы), при выполнении нижеописанных начальных и краевых условий:

начальные условия: $T_1(x, y, z, t_0) = T_0$ и $T_2(x, y, z, t_0) = T_0$, где T_0 — начальная температура образца, $T_0 = 20$°C;

краевые условия (5) – (8):

на границе $z = 0$ (поверхность покрытия) — условие (5)

$$\lambda_1\left[(T_1)_p\right] \cdot \left(\frac{\partial T_1}{\partial z}\right)_p =$$

$$= q_{\max} \cdot \exp\left(-kr^2\right) - \sigma\varepsilon\left[(T_1)_p\right]^4, \quad (5)$$

где $P(x, y, 0)$ — точка на поверхности покрытия, а $(T_1)_p = T_1(x, y, 0)$ и $\left(\frac{\partial T_1}{\partial z}\right)_p$ соответственно значения температуры и нормальной производной температуры в точке P, λ_1 — коэффициент теплопроводности материала покрытия (зависящий от температуры), $r = \sqrt{\left[X_ц(t) - x\right]^2 + y^2}$ — расстояние от точки P до центра нормально-кругового источника ($X_ц(t) = X_0 + vt$);

на границе раздела покрытия и подложки (плоскость $z = h$) должны выполняться два условия (6) и (7):

$$\lambda_1\left[(T_1)_{z=h}\right] \cdot \left(\frac{\partial T_1}{\partial z}\right)_{z=h} =$$

$$= \lambda_2\left[(T_2)_{z=h}\right] \cdot \left(\frac{\partial T_2}{\partial z}\right)_{z=h}. \quad (6)$$

$$T_1(x, y, h) = T_2(x, y, h), \quad (7)$$

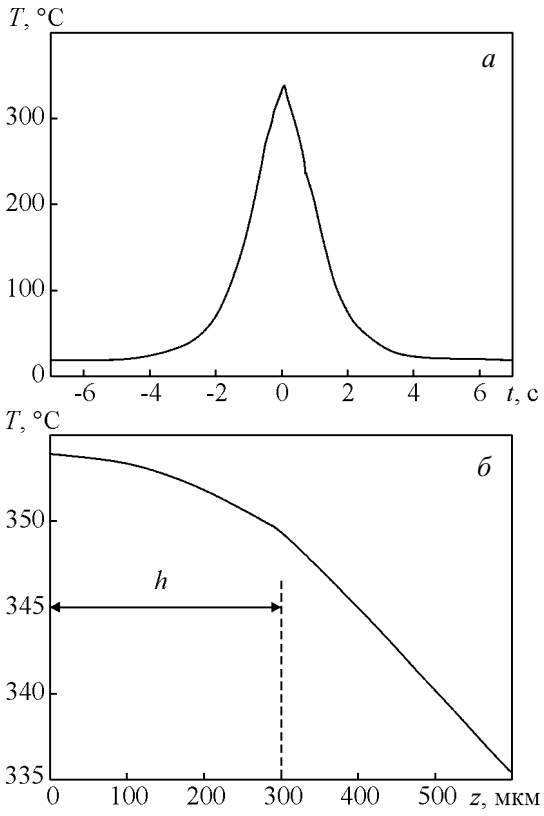

Рис. 2. Зависимость температуры точки образца, лежащей на границе подложки и покрытия, от времени при нагревании поверхности движущимся пучком электронов (*а*) и соответствующая зависимость температуры от координаты z (*б*).

то есть для любых x, y и любого t, принадлежащего интервалу (t, t_0) при z стремящемся к бесконечности, температура стремится к начальной температуре образца T_0, условие (8)

$$\lim_{z\to\infty} T_2(x, y, z, t) = T_0. \qquad (8)$$

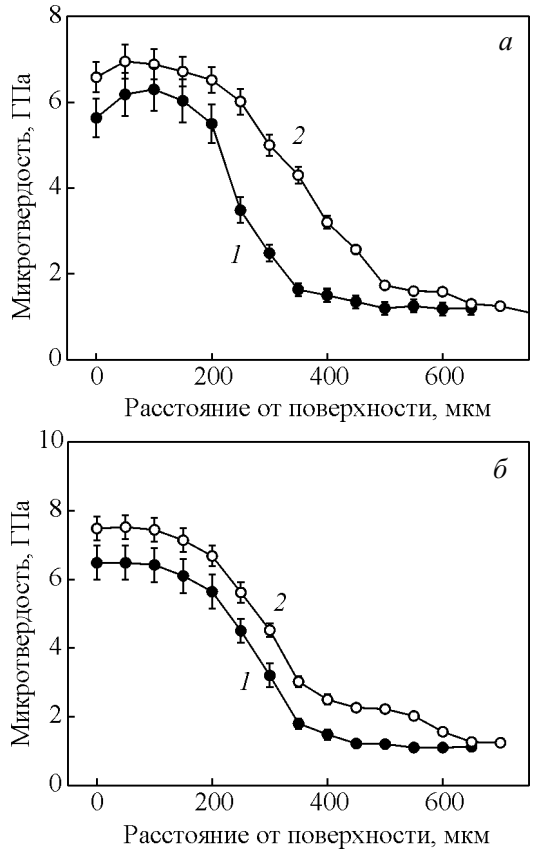

Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине покрытий из ПГ-19Н-01 (*а*) и из ПГ-АН-33 (*б*) от поверхности до (*1*) и после дополнительного облучения (*2*).

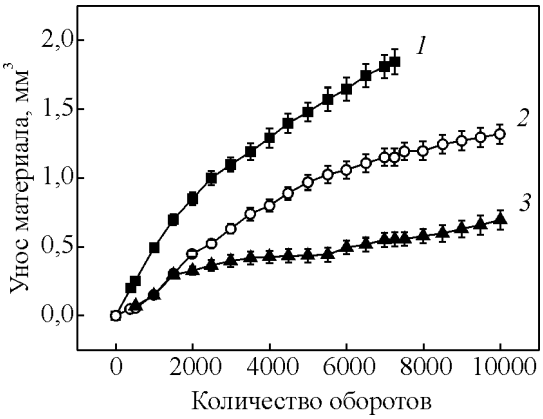

Рис. 4. Кривые износа, полученные на подложке (*1*), исходных покрытиях (*2*) и после модификации облучением покрытий из порошка ПГ-10Н-01 (*3*).

Задачу решали методом конечных элементов. Использовали данные [9] по значениям коэффициентов теплопроводности, черноты, удельной теплоемкости и плотности Ni и Fe. На рис. 2*а* приведена зависимость температуры в точке с координатами (0, 0, h) (точке, лежащей на поверхности раздела покрытия и подложки) от времени при следующих расчетных параметрах: толщина покрытия h = 300 мкм, мощность пучка N = 300 Вт (катодное напряжение $U_к$ = 30 кВ,

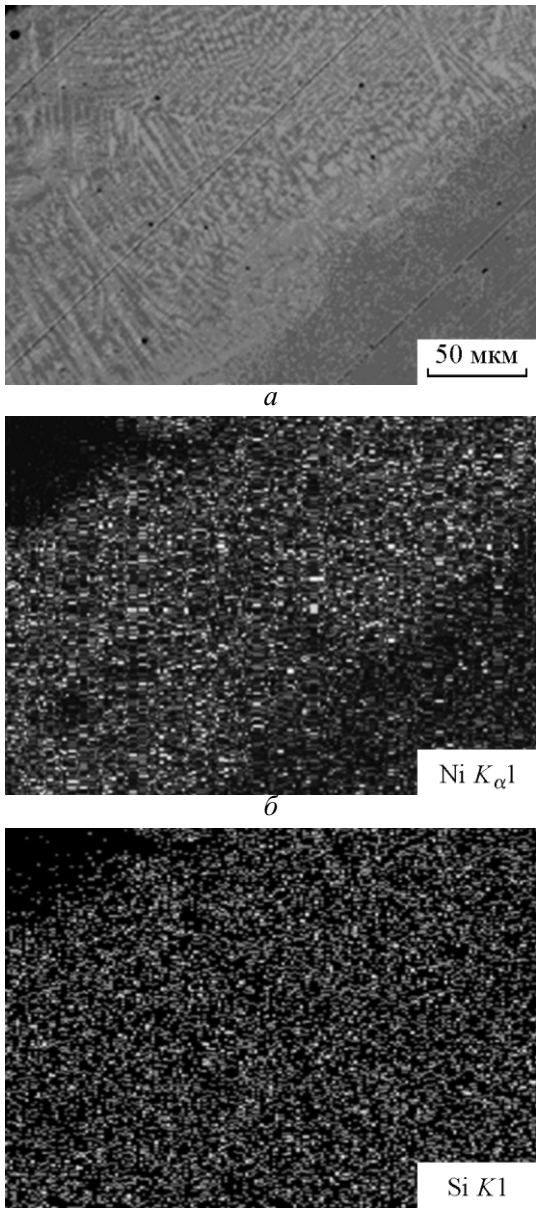

Рис. 5. СЭМ поперечного сечения покрытия из ПГ-10Н-01 на стальной подложке после облучения электронами (*а*) и соответствующая карта распределения Ni (*б*) и Si (*в*) в покрытии и подложке.

ток пучка $I = 20$ мА), радиус пучка $R_п = 5$ мм, скорость движения пучка $v = 0{,}004$ м/с, временной интервал расчета $t_1 - t_0 = 14$ с ($t_0 = -7{,}0$ с, соответственно $X_0 = -28$ мм). На рис. 2*б* приведена зависимость температуры от координаты z для точки с координатами $x = 0$, $y = 0$ в момент времени $t = 0$ при вышеприведенных расчетных параметрах (включение источника происходит в момент времени $t_0 = -7{,}0$ с, момент $t = 0$ соответствует прохождению центра источника точки с координатами (0, 0, 0)).

Было проведено дополнительное облучение образцов с покрытиями на основе Ni по рекомендованным в результате численного эксперимента расчетным режимам: плотность тока электронного пучка — 20 мА/см^2, ускоряющее напряжение — 30 кВ, режим облучения — непрерывный. В результате модификации покрытий облучением их износостойкость возросла в 3 раза, микротвердость увеличилась в среднем на 25% (рис. 3 и 4).

Методом энергодисперсионного спектрального анализа фиксируется проникновение Ni и Si из облученных покрытий в подложку, вид границы модифицированного покрытия с подложкой и карта паспределения соответствующих элементов для покрытия из ПГ-10Н-01 представлена на рис. 5. Микроструктура покрытия из ПГ-АН-33 после облучения — мелкозернистая однородная со средним размером зерна 2 мкм показана на рис. 6.

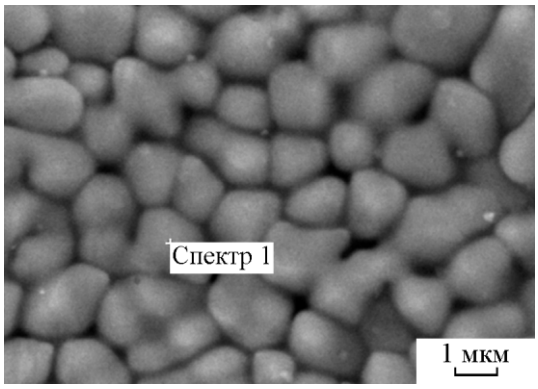

Рис. 6. Микроструктура покрытия из ПГ-АН-33 после облучения.

Объемная доля твердого раствора на основе Ni в покрытиях увеличивается после облучения среднем на 5 – 9 % согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа, число интерметаллидных фаз-соединений Ni с Fe возрастает (таблица).

Обсуждение результатов

Для практических расчетов при малых энергиях электронов нам необходимо было обратиться к экспериментально полученным закономерностям. Эмпирические данные [10] говорят о том, что в слое Ni толщиной 1 – 2 мкм при энергиях электронного

Таблица

Фазовый состав покрытий до и после модификации

Материал покрытия	Объемный состав, %	Химическая формула	Тип кристаллической решетки	Пространственная группа	Параметры решетки a, Å
ПГ-10Н-01			*До облучения*		
	65	твердый раствор на основе Ni	ГЦК	Fm-3m (225)	3,59 – 3,60
	15	$CrNi_3$	ГЦК	Fm-3m (225)	3,5520
	10	FeO Cr_2O_3	ГЦК	Fd-3m (227)	8,3440
	10	NiO	ГЦК	Fm-3m (225)	4,2
			После облучения		
	74	твердый раствор на основе Ni	ГЦК	Fm-3m (225)	3,5(8)
	17	Cr Ni_3	ГЦК	Fm-3m (225)	3,552
	3	$FeNi_3$	ГЦК	Fm-3m (225)	3,5556
	3	Fe_7 Ni_3	ОЦК	Im-3m (229)	2,861
	3	Fe Ni	Тетрагональная	P4/mmm (123)	a =3,5330; c =3,5820
ПГ-АН-33			*До облучения*		
	80	твердый раствор на основе Ni	ГЦК	Fm-3m (225)	3,5960
	10	$CrNi_3$	ГЦК	Fm-3m (225)	3,5520
	10	FeO Cr_2O_3	ГЦК	Fd-3m (227)	8,3440
			После облучения		
	85	твердый раствор на основе Ni	ГЦК	Fm-3m (225)	3,5350
	6	твердый раствор на основе Fe	ОЦК	Im-3m (229)	2,8664
	7	$CrNi_3$	ГЦК	Fm-3m (225)	3,5520
	1	$FeNi_3$	ГЦК	Fm-3m (225)	3,5556
	1	Mo_2C	гексагональная	P63/mmc (194)	a=3,0029, b=3,0029, c = 4,7290

пучка порядка 30 кэВ происходит полное его поглощение. Так как глубина полного поглощения электронов крайне мала в сравнении с толщиной покрытия, для построения температурного профиля в образце можно принять модель поверхностно распределенных источников тепла. В предложенной нами модели не только достигается высокая температура в граничной зоне, но и обеспечивается достаточно долгая, порядка нескольких секунд, выдержка данной области в диапазоне высоких температур порядка 400°С, что позволяет реализоваться диффузионным процессам. В данной модели возможно выбрать низкие значения плотности тока, что позволяет сберегать энергию при дополнительной обработке, без проплавления покрытия и части подложки. В то же время при облучении покрытий по расчетным режимам достигнут ожидаемый эффект — эксплуатационные свойства покрытий существенно улучшаются.

Причиной улучшения эксплуатационных свойств покрытия служит, во-первых, достигнутое увеличение ширины диффузионной зоны между покрытием и подложкой. Проникновение Ni и Si из облученного покрытия в подложку экспериментально подтверждается (рис. 5), а по графикам распределения микротвердости по глубине (рис. 3) видно увеличение значений микротвердости в переходном от покрытия к подложке слое, что также подтверждает увеличение ширины диффузионной зоны. Глубина проникновения Ni и Si в подложку составляет величины более 100 мкм (рис. 5). Во-вторых, микротвердость покрытия возрастает за счет увеличения суммарной объемной доли интерметаллидных фаз в покрытиях после облучения (таблица). В-третьих, формирование достаточно однородной мелкозернистой структуры в облученных покрытиях (рис. 6) свидетельствует о гомогенизации структуры покрытия. Таким образом, наблюдается хорошее согласие экспериментальных результатов с предполагаемым на основании модельного эксперимента ускорением диффузионных процессов.

В работе ожидали возникновения радиационно-стимулированной диффузии в материалах-поглотителях при облучении, но без экспериментального измерения коэффициентов диффузии судить о вкладе тех или иных факторов в ускорение массопереноса мы можем только по косвенным признакам. В [11] отмечается, что что электронное облучение как правило, приводит к миграции вакансий в облучаемом материале, что может, в свою очередь, приводить к перераспределению растворённых атомов. Так же в [11] подчеркивается, что в аустенитных сплавах Fe – Cr – Ni никель менее всех взаимодействует с вакансиями, поэтому им обогащены области вокруг стоков; хром — быстрый диффузант, мигрирует навстречу вакансионному потоку (то есть в направлении от стоков); кремний, который прочно связан с межузельными атомами, движется вместе с ними к стокам. Стоками для точечных дефектов [11, с. 150] являются поры, поверхности, линии дислокаций и дислокационные петли, а также границы зерен. Полагаем, что наблюдаемая по картам фаз картина распределения Ni и Si в подложке на основе Fe и в покрытии после облучения, согласуется с описанным явлением миграции Ni и Si к стокам, которыми обогащена зона раздела между покрытием и подложкой. Таким образом, экспериментально наблюдаемое перераспределение элементов покрытия в подложку в результате электронного облучения согласуется с наблюдаемым и теоретически описанным явлением радиационно-стимулированной диффузии.

Выводы

1. На основании модели распространения температуры в двухслойных поглотителях с поверхностно распределенными источниками тепла проведены расчёты температурных профилей в зависимости от параметров и условий облучения. Выбор толщины и материалов слоев поглотителей основан на разработанной на базе экспериментов схеме строения толстых плазменно-детонационных порошковых покрытий. На основании расчётов предложены режимы облучения, приводящие к формированию высоких температур в зоне контакта покрытия с подложкой.

2. Облучение покрытий по рекомендованным режимам приводит к эволюции структурно-фазового состояния покрытий: увеличению размеров диффузионной зоны между покрытием и подложкой, росту объемной доли упрочняющих интерметаллидных фаз, формированию достаточно однородной мелкозернистой структуры в облученных покрытиях и, соответственно, к существенному увеличению твердости и износостойкости модифицированных покрытий. Наблюдаемое перераспределение элементов покрытия в подложку свидетельствует об ускорении диффузионных процессов при облучении (предположительно о радиационно-стимулированной диффузии).

Литература

1. Кадыржанов К.К., Комаров Ф.Ф., Погребняк А.Д., Русаков В.С., Туркебаев Т.Э. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов. М.: МГУ, 2005, 640 с.

2. Ганеев Г.З., Кислицин С.Б. Расчет температурных полей, термонапряжений, термической эрозии при импульсном облучении потоком электронов: Abstract Book of 7th International Conference Nuclear and Radiaion Physics, Almaty, Kazakhsnan, 2009, с. 34.
3. Писчасов Н.И., Николаев А.В. Модифицирование структуры и свойств твердых сплавов системы WC-Co сильноточными пучками заряженных частиц. Вестник Омского университета, 1996, вып. 2, с. 39 – 43.
4. Алонцева Д.Л., Братушка С.Н., Борисенко А.А., Дробышевская А.А., Кулик И.А., Прохоренкова Н. В., Пшик А.В., Рогоз В.Н. Формирование микро- и наноструктурных фаз в покрытиях на основе Ni – Cr и Co – Cr, их структура и свойства. Металлофизика и новейшие технологии, 2011, т. 33, № 6, с. 721 – 745.
5. Алонцева Д. Опыт применения плазменной технологии нанесения покрытий на основе Ni-Cr на стальную подложку и модификации их свойств дуплексной обработкой. Przeglad Elektrotechniczny, 2010, R.86, NR 7, с. 42 – 44.
6. Pogrebnjak A.D., Ruzimov Sh.M., Alontseva D.L. et.al Structure and properties of coatings on Ni base deposited using a plasma jet before and after electron a beam irradiation. Vacuum, 2007, v. 81, p. 1243 – 1251.
7. Алонцева Д.Л. Создание твердых, износо- и коррозионностойких наноструктурных покрытий методом плазменной детонации порошковых сплавов на основе Ni – Cr и Co – Cr. Сборник материалов IV Международной конференции “Деформация и разрушение материалов и наноматериалов” DFMN-2011: ИМЕТ РАН, Москва, 2011, с. 446 – 447
8. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: МАШГИЗ, 1951, 297 с.
9. Смитлз К.Дж. Металлы. М.: Металлургия, 1980, 447 с.
10. Аброян И.А., Андронов А.Н., Титов А.И. Физические основы электронной и ионной технологии. М.: Высш. шк., 1984, 320 с.
11. Фазовые превращения при облучении. Под ред. Ф.В. Нолфи. Челябинск: Металлургия, 1989, 311 с.

Статья поступила в редакцию 1.12.2011 г.

Алонцева Дарья Львовна *— Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева (г. Усть-Каменогорск, Казахстан), кандидат физико-математических наук, доцент. Специалист в области физики конденсированного состояния (структурно-фазовые превращения в металлах и сплавах). E-mail: dalontseva@mail.ru.*

Красавин Александр Львович *— Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева (г. Усть-Каменогорск, Казахстан), научный сотрудник. Специалист в области математического моделирования и дифференциальных уравнений. E-mail: alexanderkrasavin@mail.ru.*

Погребняк Александр Дмитриевич*— Сумский Державный Университет (г. Сумы, Украина), доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области плазменных процессов и обработки материалов электронными и ионными пучками. E-mail alexp@i.ua.*

Рахметуллина Сауле Жадыгеровна *— Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева (г. Усть-Каменогорск, Казахстан), кандидат технических наук,доцент. Специалист в области вычислительной техники и информационных систем. E-mail: SRakhmetullina@ektu.kz.*

Русакова Алена Викторовна *— Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева (г.Астана, Казахстан), докторант, Институт Ядерной физики НЯЦ РК, младший научный сотрудник. Специалист в области растровой электронной микроскопии. E-mail: arussakova@gmail.com.*