

PACS numbers: 68.90.+g, 81.15.Gh, 81.15.Jj, 81.15.Rs, 81.65.Cf, 81.65.Kn

ИМПУЛЬСНО-ПЛАЗМЕННАЯ МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ И НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЙ

А. Д. Погребняк, Ю. Н. Тюрин*

*Сумский институт модификации поверхности,
а/я 163,
40030 Сумы, Украина*

**Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Боженко, 11,
03680 Киев-5, Украина*

Представлен обзор современного состояния импульсно-плазменной детонационной технологии с целью модификации свойств структуры и механических свойств, а также нанесение защитных покрытий, имеющих различные функциональные задачи. На примере простых металлов (α -Fe, Cu), сталей, сплавов, включая титановые сплавы, показана возможность модификации поверхности с помощью воздействия импульсной плазменной струи, имеющей высокие скорости от 1 до 8 км/с, и высокую температуру в струе (10^3 – $3 \cdot 10^4$ К). Рассмотрена структура и свойства керамических, металлокерамических и металлических покрытий таких, как Al_2O_3 , $Al_2O_3+Cr_2O_3$, WC–Co, нержавеющей стали 316L, Hastelloy C на основе Ni и др. Нанесение таких защитных покрытий приводит к значительному повышению механических характеристик таких, как стойкость в эксплуатации, твердость, коррозионная стойкость, стойкость к абразивному износу и т. д. Показано, что в некоторых случаях необходима так называемая «дуплексная» обработка поверхности изделий из металлов и сплавов, например, вибронакатывание с последующим воздействием импульсной плазменной струи, что приводит к заметному изменению механических характеристик изделий.

Представлено огляд сучасного стану імпульсно-плазмової детонаційної технології з метою модифікації властивостей структури і механічних якостей, а також нанесення захисних покриттів, що мають різні функціональні завдання. На прикладі простих металів (α -Fe, Cu), сталей, сплавів, включаючи титанові сплави, показана можливість модифікації поверхні за допомогою дії імпульсного плазмового струменя, що має високі швидкості від 1 до 8 км/с, і високу температуру в струмені (10^3 – $3 \cdot 10^4$ К). Розглянута структура та властивості керамічних, металокерамічних, металічних покриттів таких, як Al_2O_3 , $Al_2O_3+Cr_2O_3$, WC–Co, нержавіючої сталі 316L, Hastelloy C на основі Ni та ін. Нанесення таких захисних покриттів призводить до значного підвищення механічних характеристик таких, як стійкість в експ-

плуатації, твердість, корозійна стійкість, стійкість до абразивного зносу і т. д. Показано, що в деяких випадках необхідна так звана «дуплексна» обробка поверхні виробів із металів і сплавів, наприклад, вібронакаткування з подальшою дією імпульсного плазмового струменя, що призводить до значних змін механічних характеристик виробу.

A review of current state of the pulsed-plasma detonation technology, which is applied for modification of structure and mechanical properties as well as for deposition of protective coatings used to solve different functional problems, is presented. Metals (α -Fe, Cu), steels, alloys (including titanium alloys) are used as examples to demonstrate the abilities of the surface modification by the pulsed-plasma jet with velocity 1–8 km/s and temperature 10^3 – $3 \cdot 10^4$ K. Structure and properties of metallic and metaloceramic coatings ($Al_2O_3 + Cr_2O_3$; WC–Co; stainless steel 316L; Hastelloy C on Ni base) are considered. Deposition of such protective coatings results in significant improvement of the mechanical characteristics as tool servicing life, hardness, corrosion resistance, abrasive wear resistance, etc. As demonstrated, in some cases for better results, the surfaces of tools made of metals and alloys should be subjected to the duplex treatment, for example, to the vibration rolling with subsequent treatment by the pulsed-plasma jet, which provide significant improvement of their mechanical characteristics. A conclusion about the future promising application of the above technologies in various industrial branches in the nearest future is made.

Ключевые слова: модификация поверхности, нанесение покрытий, импульсно-плазменная детонационная технология, вибронакатывание, керамические, металлокерамические и металлические покрытия.

(Получено 17 июля 2002 г.; окончат. вариант — 19 марта 2003 г.)

СОДЕРЖАНИЕ

Введение

1. Методы получения импульсной плазмы
2. Модификация свойств металлической поверхности импульсной плазмой
 - 2.1. Процессы легирования и массопереноса
 - 2.2. Поверхностное модифицирование сплавов на основе титана
3. Дуплексная обработка металлической поверхности
 - 3.1. Оптимизации рельефа поверхности
 - 3.2. Упрочнение рельефа поверхности
4. Нанесение покрытий
 - 4.1. Покрытия из стали SS316L
 - 4.2. Свойств покрытий из Hastelloy
5. Керамических и металлокерамических покрытия
 - 5.1. Свойства покрытия из оксида алюминия
 - 5.2. Покрытия из твёрдого сплава WC–Co
6. Практическое использования ИПО
 - 6.1. Взаимодействие импульсной плазмы с поверхностью
 - 6.2. Опыт внедрения технологии

Заключение
Благодарности

ВВЕДЕНИЕ

Повышенные требования к изделиям машиностроения обусловили появление новых методов обработки материалов: воздействие лазерным лучом, облучение сильноточными электронными пучками, обработка мощными импульсными ионными пучками и модификация поверхности изделий с помощью высокоэнергетических плазменных струй, что позволило управлять некоторыми свойствами твердых тел.

При обработке высокоэнергетическими методами были обнаружены эффекты поверхностного и глубинного упрочнения металлов. Например, термическое упрочнение воздействием лазерной плазмы (лазерная обработка) [1, 2]; хрупкое разрушение всех классов твердых тел под воздействием сильноточных электронных пучков (СЭП) [3–8]; поверхностное и глубинное упрочнение металлов, облученных СЭП и мощными импульсными пучками ионов (МИП) [9–15, 15–21]; генерация в твердом теле упругих [14, 15, 22–27] и ударных волн [5, 15, 28]; интенсивная абляция твердых вещества при облучении МИП и СЭП [4, 16–18, 26, 27]; нанесение наномикроструктурных пленок и покрытий; получение нано-дисперсных порошков и многое другое. Большинство этих эффектов подробно рассмотрены в статьях [9, 10], обзорах [28, 30] и книге [29], выпущенных в последние годы.

В этом обзоре изложены материалы о новом направлении в модифицировании поверхности, где совмещены эффекты от изменения формы неровностей на поверхности изделия и комплексная обработка их импульсной высокоэнергетической плазмой [33–40]. Это имеет широкие возможности в технологии обработки поверхности изделий и в решении некоторых прикладных и фундаментальных задач и, кроме того, более эффективно с точки зрения экономии материально-энергетических ресурсов, чем указанные выше технологии [40–45].

В технике модифицирования поверхности широко используется и технология газо-термического нанесения покрытий из порошков. Анализ литературных данных показывает, что современная техника нанесения качественных покрытий развивается по пути создания методов, которые обеспечивают высокую скорость порошков, благодаря использованию детонационных устройств [46, 47], различного типа ракетных камер сгорания [48, 49] и электромагнитных рельсотронов [50–52]. Для формирования плотного, хорошо прилегающего к поверхности изделия покрытия достаточно даже без нагрева иметь скорость частиц сплава на основе металлов до 600–1000 м/с [53].

В технике известны устройства, где скоростная струя продуктов сгорания формируется в ракетных камерах сгорания, расходуются не менее 10 м³

газа для нанесения 1 кг покрытий на основе карбидов вольфрама [49]. Максимальная скорость частиц, диаметром 45 ± 10 мкм, достигает 600–650 м/с. В этих камерах формирование скоростного потока продуктов сгорания осуществляется сжиганием 30–150 м³/ч горючей смеси. Однако производительность нанесения покрытия и его качество, как правило, не пропорциональны увеличению тепловой мощности [48]. Большой объем компонентов горючей газовой смеси необходим, как правило, только для создания скоростной струи продуктов сгорания, но проблема равномерного распределения порошкового материала по сечению струи и передача ему кинетической и тепловой энергии не решена и, вследствие этого, эти методы имеют низкие коэффициенты полезного использования энергии.

Получают развитие электромагнитные методы ускорения и нагрева порошков [50–52]. В электромагнитных ускорителях типа рельсотрона, ускорение и нагрев рабочего газа и порошка осуществляются в результате действия пондеромоторных сил, возникающих при прохождении тока по электродам (рельсам) и токопроводящему слою газа (плазме). Энергия, которая передается плазме, пропорциональна силе тока, и для достижения скорости 2–4 км/с необходимо иметь силу тока в 150 кА. При этом длительность процесса разгона составляет 120 мкс, а температура плазмы достигает 20000°С [51].

Разработан достаточно эффективный тип рельсотрона, который используют для нанесения покрытий [52]. Этот аксиальный рельсотрон обеспечивает скорость плазменного «поршня» до 10 км/с при силе тока 20 кА. На выходе из рельсотрона скорость плазмы достигает 4 км/с, что обеспечивает ускорение порошка и формирование высококачественного покрытия из твердых сплавов на основе карбидов вольфрама и оксидов алюминия.

Локализация дуги в плазменном слое (поршне) и эрозия электродов (рельс) ограничивают область применения электромагнитных систем. Кроме того, они имеют сложные устройства для коммутации электрического тока 20–150 кА с частотой 2–10 Гц, которые ограничивают их надежность и работоспособность.

Газовые детонационные системы для нанесения покрытий [46–48] обеспечивают ускорение напыляемых порошков до 1000 м/с и нагрев их до температуры плавления. Производительность этих систем не ниже, чем у устройств на основе ракетных камер сгорания, но затраты энергии и тепловая мощность в десятки раз меньше. Формирование скоростной газовой струи в детонационных устройствах осуществляется за счет реализации детонационного режима сгорания и не зависит от объема сгораемой горючей смеси. Несмотря на эти преимущества, применение технологии детонационного нанесения сдерживается вследствие сложности устройств, которые предназначены для дозирования и подачи порошкового материала. Кроме того, детонационные устройства имеют ограничения по мощности единичной импульсной струи продуктов сгорания, что снижает надежность технологии нанесения покрытий.

Основным отличием между всеми известными детонационными устройствами нанесения покрытий [46, 47, 51–54] обладает метод подачи в камеру сгорания напыляемого порошка и газов.

В детонационных устройствах, камера сгорания заполняется газами (V_g) и порошком (V_p) с трех сторон (рис. 1). В закрытую часть КС газы подаются через систему управления, что позволяет контролировать ее заполнение. Со стороны открытой части КС до места локализации газопорошковой смеси натекает воздух V_0 , который тормозит перемещение этой смеси. При вводе порошкового материала по оси КС (рис. 1а) порошок смешивается с горючим газом и занимает объем $V = f(h_2 - S)$, что не обеспечивает одинаковых условий для его нагрева и ускорения. При вводе порошков через боковую стенку (рис. 1б) в КС образуется менее протяженное и более плотное порошковое облако $V = f(h_1 - S)$, что создает одинаковые условия для передачи энергии от продуктов сгорания ко всей массе порошка. Разработаны устройства для нанесения покрытий, где применена боковая подача порошков, и используются газодинамические системы управления газопорошковыми потоками [31]. Эти системы обеспечивают формирование высококачественных покрытий на поверхности изделий.

В настоящее время в промышленности широко применяют технологии создания на поверхности изделий специальных рельефов. Применение специальных технологий механической обработки, например, вибрационного накатывания, создает на поверхности изделий маслостойкий микрорельеф.

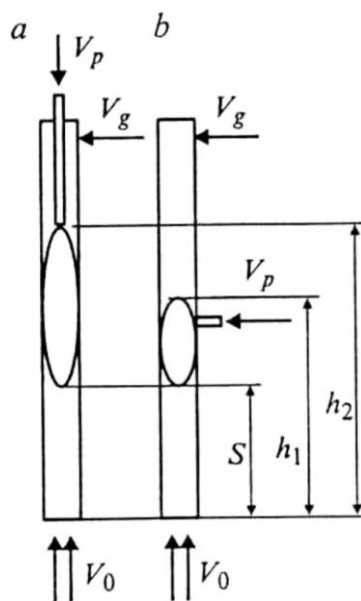


Рис. 1. Схема заполнения камеры сгорания детонационной пушки газопорошковой смесью: *а* — осевая подача смеси, *б* — через стенку камеры.

Этот рельеф эффективен на поверхности изделий, которые эксплуатируются при наличии смазки. Нанесение высококачественных покрытий на поверхность рельефа обеспечивает его работоспособность без смазки.

Таким образом, совмещение при обработке поверхности двух технологий, — создания оптимального рельефа и модифицирования его импульсной плазмой, — позволит эффективно влиять на механизм трения и создать новые уникальные свойства поверхности изделия, которые существенно (в 3–5 раз) увеличивают его работоспособность.

1. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМЫ

Из всей известной техники формирования импульсных плазменных струй можно выделить ускорители рельсотронной и коаксиальной геометрии. Эти ускорители наиболее эффективны в технологиях, которые используют для модифицирования поверхности и нанесения покрытий. Экспериментальное и теоретическое исследования импульсных ускорителей плазмы хорошо представлены в монографии [52].

В настоящее время создается новое направление в технологии модифицирования и нанесения покрытий на базе применения электромагнитных ускорителей продуктов сгорания горючих газовых смесей [54–61].

Разработана конструкция импульсного плазмотрона, где коммутация электрического тока осуществляется ионизированными продуктами сгорания [31] (рис. 2). В этом устройстве смешивание компонентов горючей смеси и инициирование детонации осуществляется в специальной камере 1, которая вынесена отдельно от импульсного устройства для генерирования

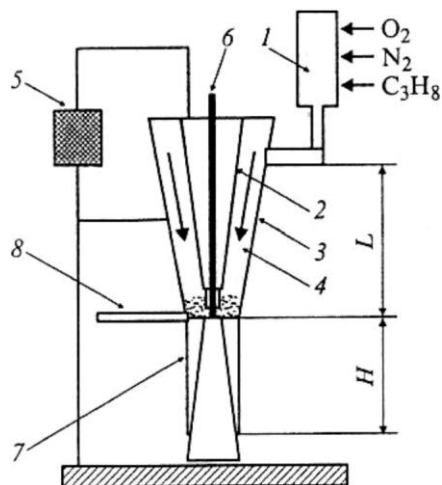


Рис. 2. Схема импульсно-плазменного устройства с электромагнитным принципом ввода дополнительной энергии.

плазмы — плазмотрона. Плазмотрон содержит внутренний конический электрод 2 и внешний электрод-катод 3. Между двумя коаксиальными электродами образуется межэлектродный зазор 4, который имеет длину L . В этом зазоре наведено электрическое поле E посредством источника высокого напряжения 5. По оси центрального электрода встроены расходимый металлический стержень 6. Стержень, как правило, изготавливается из тугоплавких металлов и сплавов. К плазмотрону закрепляется ствол 7, который предназначен для ускорения и нагрева порошка. Длина ствола H выбирается в зависимости от элементного состава и дисперсности порошка. Для напыления твердого сплава длина ствола $H = 300$ мм. Порошок подается в ствол транспортирующим газом через трубопровод 8.

Работа плазмотрона осуществляется следующим образом. В детонационную камеру 1 подают компоненты горючей газовой смеси и смешивают их в горючую смесь. Затем искрой от автомобильной свечи зажигания осуществляют инициирование детонации. Продукты сгорания из детонационной камеры 1 поступают в межэлектродный зазор 4 и замыкают электрическую цепь источника 5. Электропроводный слой продуктов сгорания под влиянием газодинамической и электромагнитной силы ускоряется. Вводимый в ствол 7 порошок нагревается и ускоряется импульсной плазмой. Металлический расходимый стержень 6 при нагреве испаряется и обеспечивает ввод в плазменную струю легирующих элементов.

Для модифицирования поверхности используют тот же плазмотрон, что и для напыления покрытий. Отсоединяют ствол 7 и включают поверхность изделия в электрическую цепь источника 5 — катодом. При выбросе импульсной плазменной струи из плазмотрона она замыкает электрическую цепь между электродом (анодом) и поверхностью изделия (катодом). В результате прохождения по этой струе электрического тока образуется импульсное магнитное поле, а поверхность, плазма и легирующий материал нагреваются также и за счет джоулева тепловыделения.

Энергетические параметры импульсной плазмы определяются решением

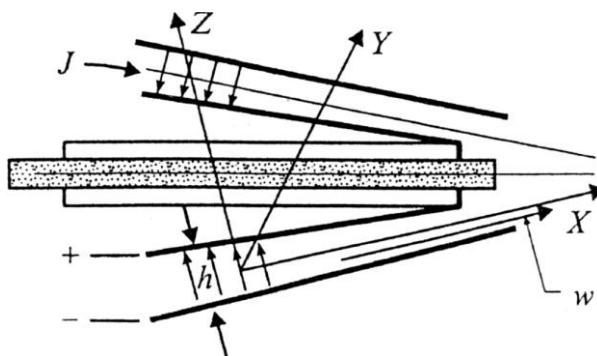


Рис. 3. Схема междуэлектродного зазора реакционной камеры для расчета усиления детонационного режима сгорания электромагнитным полем.

двумерной нестационарной задачи распространения детонационной волны (ДВ) в электрическом поле между двумя коаксиальными телами вращения (рис. 3). Эта задача была упрощена, и средние значения температуры, скорости, давления и плотности продуктов сгорания по оси рабочей камеры (РК) определялись без учета изменения ее сечения [56, 57].

Усреднение по ширине межэлектродного зазора РК геометрических и энергетических параметров двумерной нестационарной задачи распространения ДВ представлено в виде формулы:

$$\langle X \rangle = \frac{1}{h_0} \int_0^h X dh, \quad (1.1)$$

где X принимает значения B, E, J, w, \dots ; h — усредненная ширина кольцевого зазора; B — магнитная индукция; E — напряженность электрического поля; J — электрический ток; w — скорость течения плазмы, (см. рис. 3).

Интегрирование в (1.1) велось по нормали к поверхности электродов. Расчетные параметры зависели лишь от времени и расстояния вдоль образующей РК от места инициирования ДВ, которые были обозначены l . Длину РК считаем равной L . В принятом приближении положение фронта ДВ характеризуется функцией $l = l_D(t)$, а скорость ДВ равенством $D = dl_D/dt$. Поверхность фронта ДВ будет состоять из отрезков, нормальных к поверхности электродов РК. Усиление ДВ определялось из уравнения:

$$M_D = \frac{D}{a_0} = \frac{dl_D dt}{a_0}, \quad (1.2)$$

где a_0 — приращение в ДВ вследствие вложения электромагнитной энергии.

Принималось, что вектора электрического тока $\langle j \rangle$ и напряженности $\langle E \rangle$ перпендикулярны, а вектор скорости плазменной струи $\langle w \rangle$ параллелен образующей поверхности электродов. Основанием для этого служит узость зазора между электродами ($h = 6-8$ мм) [62].

Течение газа в канале за ДВ описывалось системой дифференциальных уравнений в частных производных с учетом геометрических параметров РК: длины РК L , площади сечения кольцевого зазора A , угла между коническими образующими электродов РК β . Для расчета параметров на ДВ, как функции пройденного ею расстояния l , применен метод Уизема [63]. Число Маха ДВ $M_D = M_D(l)$ определялось решением дифференциального уравнения с учетом постоянного числа интегрирования (акустической характеристикой c^+). Газодинамические параметры были выражены через число Маха M_D стационарной ДВ. Комбинируя уравнения газовой динамики, была получена следующая система уравнений:

$$\frac{dp}{dl} + \rho a \frac{dw}{dl} = \frac{j_h}{w+a} \left(\frac{\gamma-1}{\sigma} j_h + \frac{a}{c} B \right) - \frac{\gamma P w}{w+a} \frac{1}{A} \frac{dA}{dl}, \quad (1.3)$$

$$(w + a) \frac{d}{dl} = \frac{\partial}{\partial l} + (w + a) \frac{\partial}{\partial l}, \quad (1.4)$$

где γ — показатель адиабаты продуктов сгорания; P, ρ — давление и плотность; w — среднее значение скорости газа за ДВ; a — приращение энергии газа за ДВ вследствие вложения электромагнитной энергии; j_h — электрический ток; σ — проводимость плазмы; c — безразмерная постоянная, связанная с суммарной концентрацией положительных ионов; t — время; l — текущая длина РК.

В уравнения были подставлены следующие значения: $B = 0, j_h = \sigma E_0$. Здесь E_0 — усредненный вектор напряженности электрического поля перед ДВ, равный разности потенциалов на электродах, деленных на ширину кольцевого зазора.

Были введены новые безразмерные величины Z и x вместо M_D и l . По известному значению $Z = Z(x)$ найдены формулы для расчета газодинамических параметров за ДВ. Здесь M_D — число Маха детонации, p — давление, ρ — плотность плазмы, U — суммарная скорость и T, T_0 — температура плазмы после усиления электромагнитным полем и без поля. Функция $Z(x)$ определялась решением обыкновенного дифференциального уравнения, которое интегрировалась в элементарных функциях.

Для расчета геометрических параметров импульсного плазматрона, были приняты $\gamma = 1,2$ — показатель адиабаты продуктов сгорания; $M_j = 5,0$ — число Маха стационарной ДВ; $\rho_0 = 1 \text{ кг/м}^3$ — начальная плотность продуктов сгорания; $E_0 = 35 \text{ В/м}$ — напряженность электрического поля в межэлектродном зазоре. $A = A(l)$ — суммарная площадь сечения кольцевого зазора перпендикулярного к оси РК.

После численного интегрирования обыкновенного дифференциального уравнения при заданных начальных условиях $Z(x) = 0$, решение $Z(x)$ было представлено в неявной форме в виде формулы для расчета коэффициента усиления энергии. В случае $dA/dx = 0$, параметр K является параметром масштабного подобия:

$$K = \frac{\delta E_0^2 (\gamma - 1) (\gamma + 1)^2 L}{\gamma a_0 \rho_0 M_j^3}, \quad \text{где (1.5)}$$

$$\delta = c \frac{(kT)^{3/2}}{e^2 \ln \Delta \sqrt{8\pi m_e}}, \quad (1.6)$$

где k — постоянная Больцмана; T — температура; m_e и e — масса и заряд электрона; $\ln \Delta$ — кулоновский логарифм, значение которого зависит от температуры и степени ионизации плазмы в РК.

При численном интегрировании пренебрегали переменностью $\ln \Delta$, считая $\ln \Delta = 10$. Также принимали, что сечение кольцевого зазора не изменяется, $dA/dx = 0$, а $E_0 = 35 \text{ В/м}$. В результате была найдена зависимость измене-

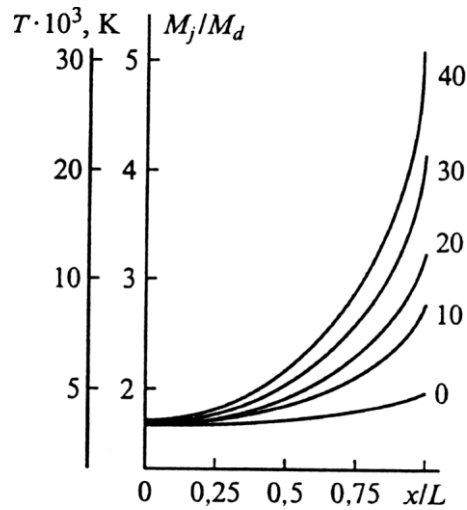


Рис. 4. Усиление детонации (число Маха) и температуры продуктов сгорания в междуэлектродном зазоре реакционной камеры при различной напряженности электрического поля.

ния параметра масштабного подобия:

$$K = K_0 \frac{(\gamma - Z)^{3/2}}{(1 - Z)^{3/2}}, \quad (1.7)$$

Распределение температуры T и числа Маха M_j (M_d) газа за фронтом детонационной волны по длине междуэлектродного зазора реакционной камеры x/L , для различных значений напряженности электрического поля E представлено на рис. 4. Энергия плазменной струи в междуэлектродном зазоре увеличивается не линейно. Максимальные её величины достигают при выходе из плазматрона. С увеличением напряженности электрического поля, например от 10 до 40 В/м, скорость и температура продуктов сгорания увеличивается в 3–4 раза.

Анализ формул показывает, что температуру, давление, скорость и плотность импульсной плазменной струи можно изменять в широких пределах. Эти параметры зависят от длины РК, угла конусности, величины зазора между электродами и напряженности электрического поля

Результаты численного интегрирования обыкновенного дифференциального уравнения показали, что при увеличении E_0 ; в разгон ДВ включается второй фактор — подвод джоулева тепла. Проводимость за ДВ имеет электронный механизм. Это предположение допустимо в случае, когда в газе соизмеримы плотность концентрации ионов и электронов. При этом, разгон волны сопровождается увеличением температуры, что в свою очередь при-

водит к возрастанию скорости и плотности плазменной струи. Напряженность поля в РК уменьшается по ходу движения плазменного поршня, что обусловлено понижением напряжения электрической энергии на обкладках конденсатора и увеличением междуэлектродного зазора, но при этом проводимость плазменного слоя увеличивается. Это стабилизирует расход энергии с конденсаторов преобразователя и обеспечивает плавность ввода энергии в ДВ.

Изменяя длину РК, можно получать следующие технологические характеристики импульсной плазмы: плотность мощности струи в диапазоне, от 10^4 до 10^7 Вт/см², температуру от $5 \cdot 10^3$ до $3 \cdot 10^4$ К, скорость от 2000 до 8000 м/с. Максимальные значения энергии плазменной струи достигаются в плазмотроне при длине РК свыше 0,5 м (рис. 5).

Исследования показали, что в диапазоне длин РК от 0,3 до 0,5 м скорость плазменной струи изменяется мало, что было учтено при оптимизации размеров плазмотрона для нанесения покрытий. Разработан универсальный импульсный плазмотрон [54–56], который предназначен для модифицирования поверхности изделий и газо-термического нанесения высококачественных покрытий из порошков. Подача компонентов горючей смеси и порошкового материала в плазмотрон осуществляется непрерывно, что удешевляет технологии нанесения покрытий и технологические устройства.

Импульсно-плазменная обработка (ИПО) отличается от других методов высокоэнергетической обработки тем, что она осуществляется комплексом высокоэнергетического воздействия: электромагнитным полем, ударной

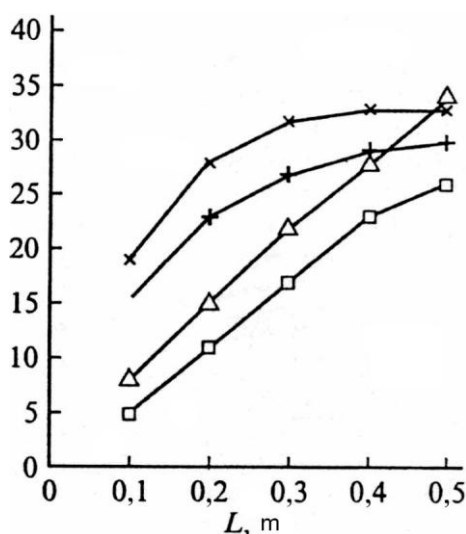


Рис. 5. Характеристики плазменного потока на выходе из реакционной камеры сгорания в зависимости от ее длины L , м. По оси ординат: —Δ— — $T \times 1000$ К, —+— — $P \times 3$ МПа, —x— — $V \times 0,3$ км/с и —□— — $\rho \times 0,3$ кг/м³.

волной, электрическим током и плазмой, которая содержит электроны, ионы, пары, жидкие капли и твердые частицы. ИПО можно применять и для нанесения покрытий и для модифицирования поверхности изделий.

В следующей главе мы рассмотрим ИПО металлической поверхности плазмой, содержащей металлические и неметаллические элементы.

2. МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ ИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМОЙ

2.1. Процессы легирования и массопереноса

Исследование модификации свойств металлической поверхности проводили на образцах α -Fe [43]. Осуществляли ввод молибдена в импульсную высокоскоростную струю продуктов сгорания плазмы, путем размещения в плазмотроне соответствующего электрода, включенного в электрическую

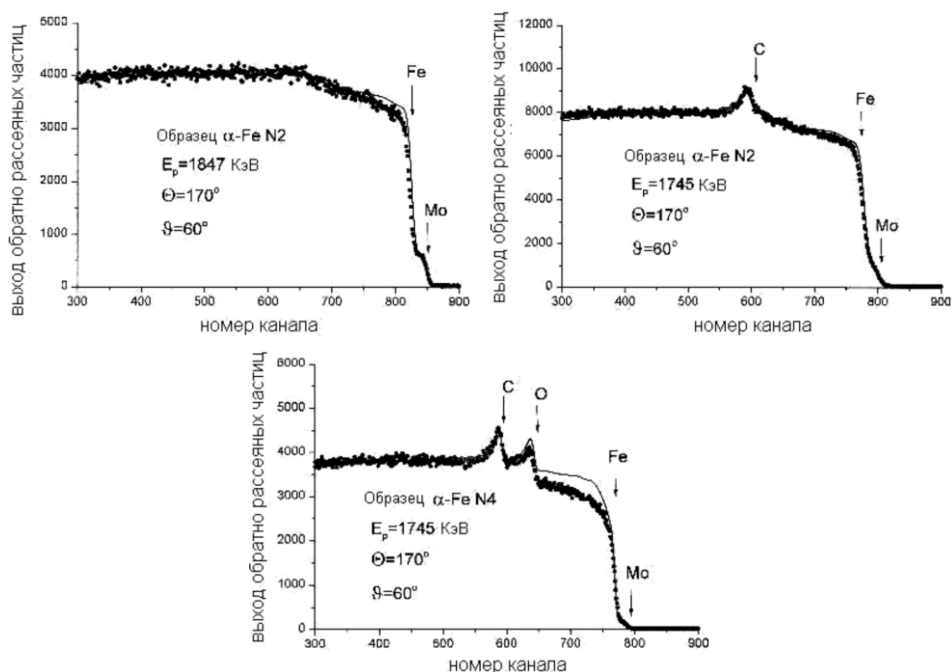


Рис. 6. *a* — энергетический спектр РОР, полученный при использовании ^{4}He с энергией 1,847 МэВ для образца α -Fe после ИПО (число импульсов — 10, $\Theta = 170^\circ$, $\nu = 60^\circ$); *б* — энергетический спектр, полученный методом упругого резонанса протонов с $E_p = 1,745$ МэВ, для определения концентрации углерода, азота на образце α -Fe (режим тот же); *в* — энергетический спектр, полученный методом упругого резонанса протонов с $E_p = 1,745$ МэВ, для определения концентрации углерода, кислорода для α -Fe, после ИПО, число импульсов — 20. N_0 — номер канала.

Таблица 1. Режимы обработки образцов.

№ образца	Материал	Кол. имп.	Дистанция, мм	Частота, Гц	Углубление эл-да, мм	Емкость, мкФ
1	α -Fe	4	40	1,5	30	800
2	α -Fe	10	40	1,5	30	800
3	α -Fe	15	40	1,5	30	800
4	α -Fe	20	40	1,5	30	800

цепь анодом.

Результаты рентгенофазового анализа образцов α -Fe показали, что основной фазой после импульсно плазменной обработки (ИПО) является ОЦК-Fe (объемно-центрированная кристаллическая решетка с $d = 2,866 \text{ \AA}$), а также образуется фаза Fe_7Mo_6 с параметрами решетки 2,157 (2,15); 2,086 (2,08); 1,811 (1,80) (в \AA) и фазы FeMo 2,157 (2,14); 2,086 (2,09) (в \AA).

Параметры режимов ИПО образцов приведены в табл. 1.

На рис. 6 представлены энергетические спектры Резерфордского обратного рассеяния ионов (рис. 6 а), полученные для α -Fe после воздействия плазменной струи, и спектр упругого резонанса на протонах в районе 1745 кэВ (рис. 6 б, в), полученный для этого же образца. На спектре мы видим границу (кинетического фактора) Fe и для Mo, пик которого находится с правой стороны, а образование небольшой полочки свидетельствует о том, что вблизи поверхности в слое толщиной около 300 нм образуется соединение с таким составом как FeMo_2 . Кроме того, на спектре, полученном с помощью резонанса на протонах, четко виден пик углерода.

На рис. 6 в приведен также спектр упругого резонанса на протонах для образца Fe, обработанного большим числом импульсов. Как видно из спектра наряду с ростом концентраций углерода и азота в поверхностном слое имеется высокая концентрация кислорода вблизи поверхности (около 40 ат.%). Дальнейшее увеличение числа импульсов приводит к еще большему росту кислорода на поверхности.

По толщине модифицированного слоя наблюдается следующее распределение тяжелых легирующих элементов (продуктов эрозии и испарения электрода), изображенное на рис. 7. Наибольшая концентрация Mo обнаружена вблизи поверхности (т. е. в слое толщиной до 10 мкм). При 10 импульсах предельная концентрация Mo составляет около 8 ат.%, а максимум расположен на глубине около 7 мкм от поверхности.

Исследования показали, что с увеличением числа импульсов плазмы, концентрация углерода растет незначительно, а кислорода — уже после 15 импульсов достигает 40 ат.%. Легирование Mo поверхностного слоя происходит через максимум при увеличении числа импульсов от 4 до 20 и достигает максимальной концентрации около 8 ат.% после воздействия 10 импульсов на поверхность α -Fe высокоскоростной импульсной струей.

Анализ структуры поперечного шлифа образца α -Fe показал, что толщина оплавленного слоя после воздействия 10 импульсами плазменной струи достигает 50 мкм и при дальнейшем увеличении числа импульсов практически не увеличивается.

Таким образом, показано, что, используя плазмотрон (см. рис. 2) с эродирующим электродом из Mo, можно легировать приповерхностный слой тяжелыми металлом (например, Mo) на глубину свыше 10 мкм, а азотом, углеродом и кислородом на глубину до 5 мкм. Металлографический анализ показал, что можно оплавливать и легировать в расплаве поверхностный слой на глубину до 50 мкм.

2.2. Поверхностное модифицирование сплавов на основе титана

В работе [35] приведены результаты исследования эффективности импульсно-плазменной обработки (ИПО) на образцах технического титана VT1-0 и его сплавов VT6, VT23 и VT22. Были использованы методы: рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии (РЭМ), вторичная ионная масс спектрометрия (МСВИ), а также проводили измерение микротвердости с помощью алмазной пирамидки Виккерса [35].

Рентгенофазовый анализ показал, что в исходном состоянии образцы титана марки VT 1-0 содержат только α -фазу титана (рис. 8), а титановые сплавы VT6 (рис. 9), VT22 (рис. 10) и VT23, кроме того, еще и β -фазу Ti. Во всех сплавах на поверхности присутствует оксидная пленка, в основном естественного оксида TiO_2 (рутила), которая является барьером для дальнейшей диффузии кислорода внутрь покрытия [64]. Методом масс спектрометрии вторичных ионов (МСВИ) четко фиксируются пики TiO^+ и TiO .

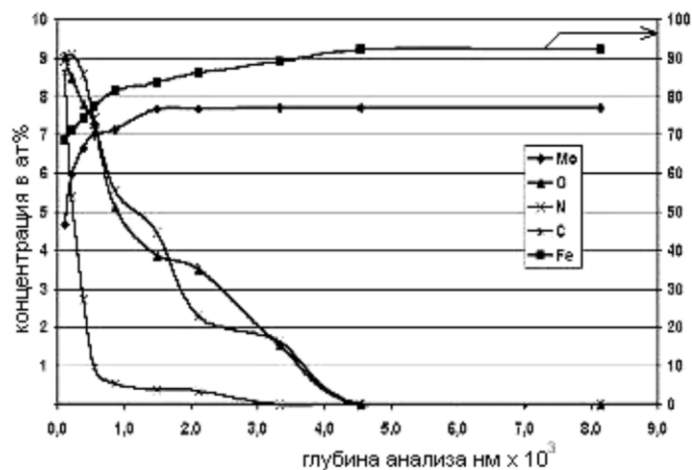


Рис. 7. Концентрационные профили, полученные из энергетических спектров элементов Mo, Fe, O, C, N в образце α -Fe, после ИПО, 10 импульсов.

Импульсная плазменная обработка (ИПО) технически чистого титана в режиме плавления шестью импульсами удельной мощностью ~ 1 МВт/см² привела к существенным структурно-фазовым изменениям в приповерхностном слое. При сравнении дифрактограмм, снятых для образцов титана марки ВТ1-0 в исходном состоянии и после ИПО (см. рис. 8) можно заметить существенные изменения. Во-первых, появились интерференционные линии σ -TiN, ε_1 -Ti₂N, ε_3 -Ti₃N и TiC, что свидетельствует об образовании нитридных и карбидных фаз. Наличие карбида и нитридов титана зафиксировано также методом МСВИ. Учитывая размытость интерференционных линий и наличие значительного количества δ -TiN и TiC, можно предполо-

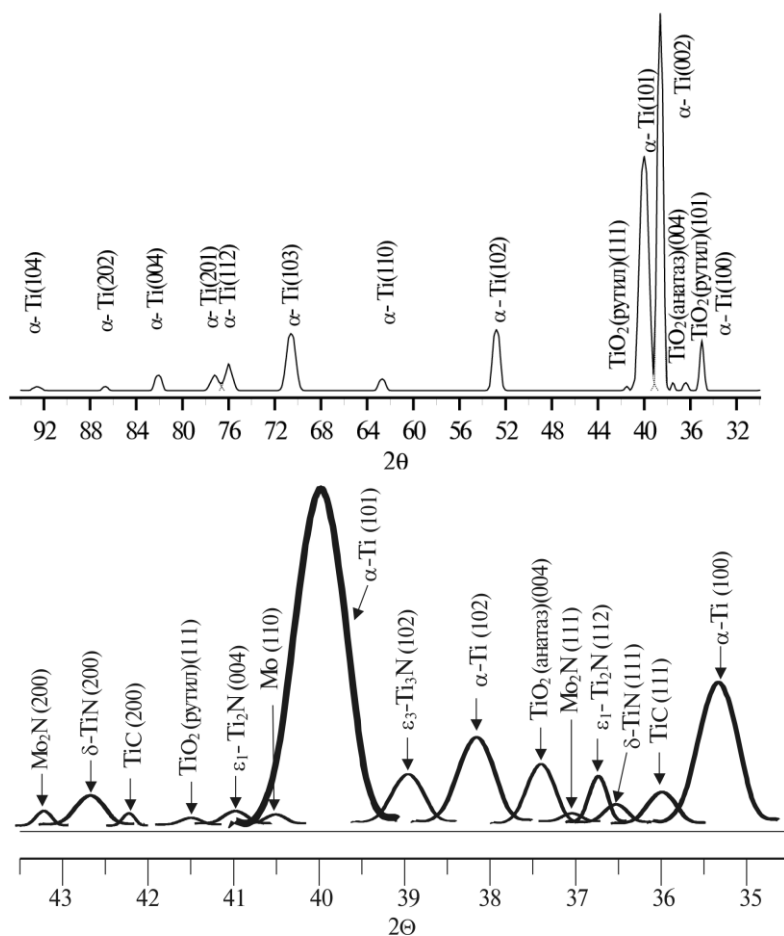


Рис. 8. Дифрактограмма титана марки ВТ1-0: *a* — в исходном состоянии; *b* — после ИПО 6-ю импульсами.

жить, что в α -Ti образовался твердый раствор азота и углерода.

Во-вторых, вследствие обработки импульсной плазмой содержащей молибден (продукт эрозии расходоуемого молибденового электрода) произошло внедрение молибдена и нитрида молибдена Mo_2N в поверхности титана, причем молибден (β -стабилизатор) не растворялся в титане, а остался в виде отдельных включений, на что указывает появление пиков Mo и Mo_2N на дифрактограмме. Предполагается, что соединения молибдена с азотом, углеродом и кислородом образуются в плазменной струе в результате плазмохимического синтеза.

В-третьих, в два раза возросла интенсивность пиков TiO_2 (анатаза) и, незначительно, — TiO_2 (рутила).

По сравнению с исходным состоянием (рис. 11) ИПО сплава ВТ6 в режиме плавления поверхности привела к исчезновению пика, соответствующего β -фазе, что свидетельствует о насыщении материала матрицы α -стабилизирующими элементами N, C и O, входящими в состав плазмы. Отличием дифрактограммы сплава ВТ6 после ИПО от аналогичной дифрактограммы титана марки ВТ1-0 (см. рис. 8) является отсутствие пиков, соответствующих фазе $\epsilon_3\text{-Ti}_3\text{N}$. Образование фазы $\epsilon_3\text{-Ti}_3\text{N}$ в сплаве ВТ6 обнаружено только после обработки (15) импульсами.

ИПО сплава ВТ6 в режиме без плавления поверхности привела к насыщению поверхностного слоя элементами плазмы (N, O) в результате иницированного электромагнитным полем массопереноса, что повлияло на образование карбидной и нитридных фаз. Неравномерное остывание по глубине образца благоприятствовало формированию мартенситных α' - и

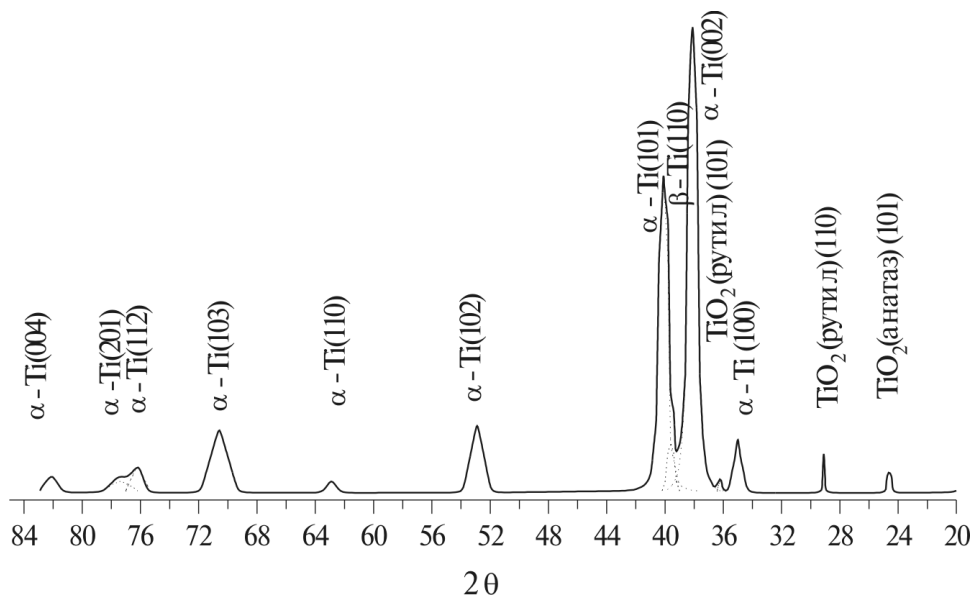


Рис. 9. Дифрактограмма сплава ВТ6 в исходном состоянии.

α'' -фаз. На поверхности сплава находится δ -TiN двух видов: пористый темного цвета и сплошной золотисто-желтого цвета общей толщиной меньше 1 мкм. Под этим слоем размещается прослойка фазы ϵ_1 -Ti₂N. Общая толщина модифицированного слоя при таком режиме плазменной обработки не превышает нескольких микрон.

Такие структурно-фазовые изменения вызвали незначительное увеличение микротвердости сплава ВТ6 (в $\sim 1,1$ раз).

В сплаве ВТ22 после ИПО (1 импульс) почти полностью исчезли пики α -Ti и увеличилась интенсивность пиков β -фазы (см. рис. 10). ИПО в режиме плавления поверхности этого сплава привело к образованию почти 100% β -фазы, если не учитывать фазы внедрения. Это не удивительно, поскольку коэффициент β -стабилизации $K_\beta = C/C_{\min}$ (C — концентрация β -

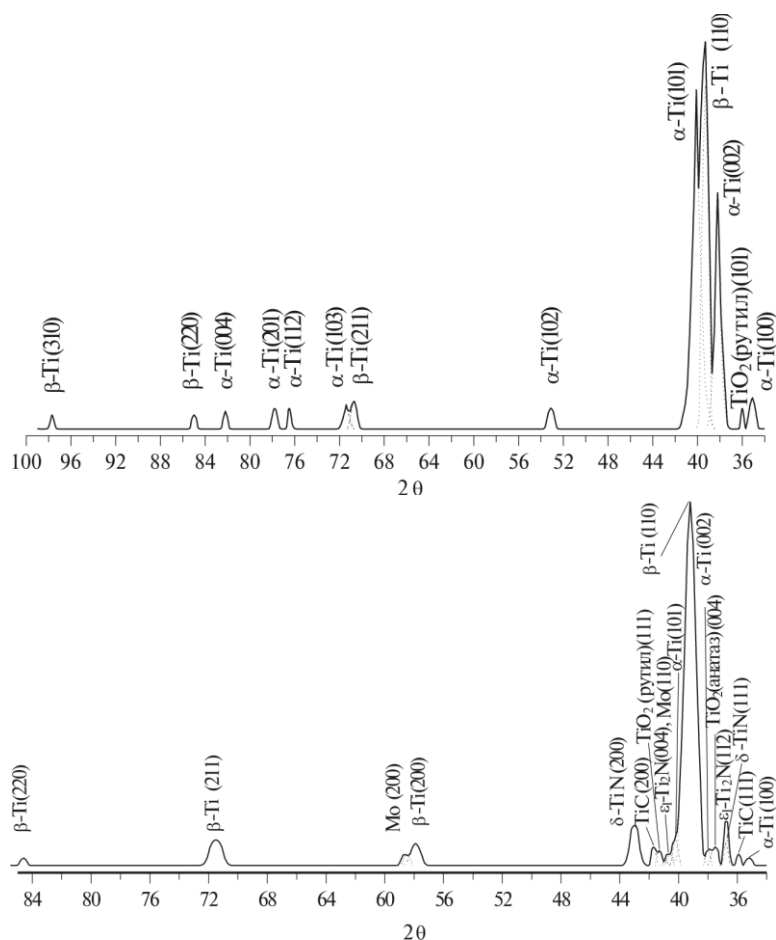


Рис. 10. Дифрактограмма сплава ВТ22: *a* — в исходном состоянии; *b* — после ИПО.

стабилизатора в сплаве; C_{\min} — наименьшая концентрация, при которой сплав может закалиться из β -области на стопроцентную β -структуру) для этого сплава составляет 1,05 [12]. При этом пики β -фазы стали более размытые, что также свидетельствует о насыщении сплава VT22 элементами плазмы. Также появились пики (200) δ -TiN и (112) ε_1 -Ti₂N средней интенсивности и TiC слабой интенсивности. Отличием дифрактограмм, полученных для сплава VT23 после плазменной обработки, по сравнению с аналогичной дифрактограммой для сплава VT22, является наличие пиков α -Ti, δ -TiN, ε_1 -Ti₂N и TiC большей интенсивности (см. рис. 10).

Послойный рентгеноструктурный анализ косого шлифа с помощью растрового электронного микроскопа показал, что структура модифицирован-

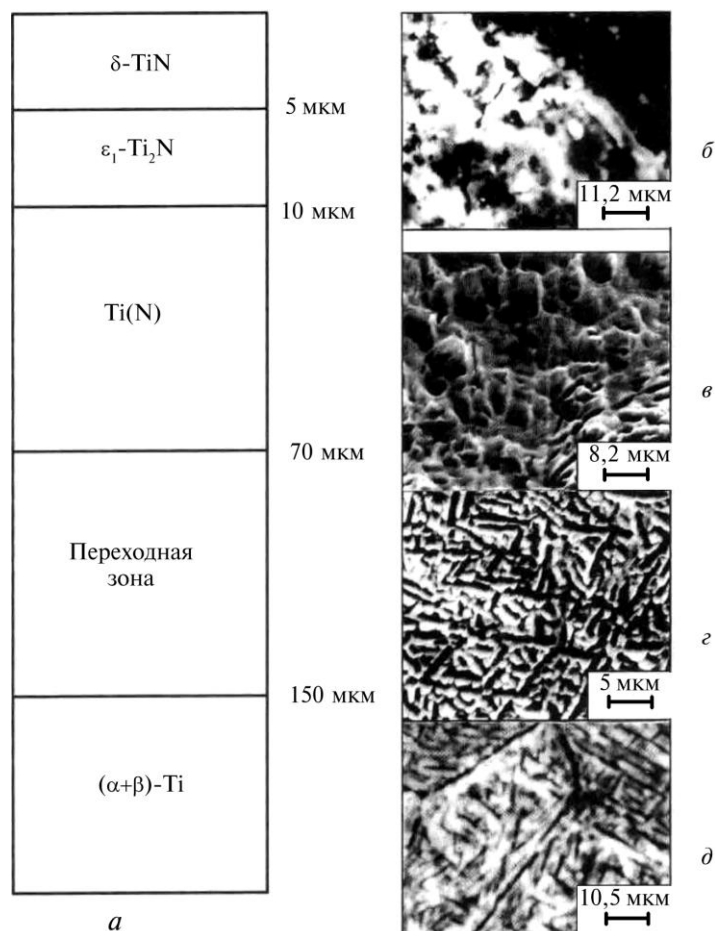
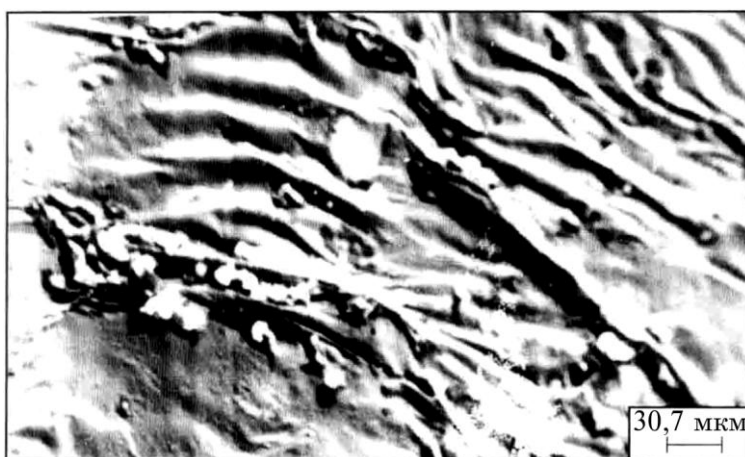


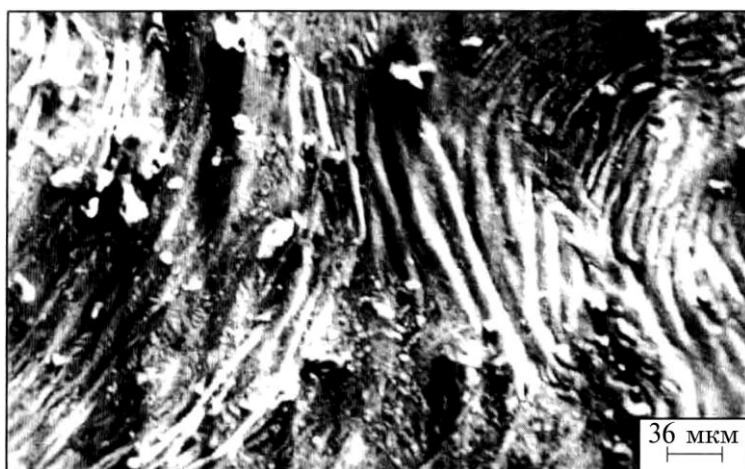
Рис. 11. Структура поверхностного слоя сплава VT6 азотированного ИПО: *a* — общая структура азотированного слоя; *б, в* — РЭМ снимок зоны твердого раствора азота в титане; *г* — переходная зона; *д* — основы.

ной поверхности имеет слоистое строение (см. рис. 11).

На поверхности расположен δ -TiN толщиной до нескольких микрон, имеющий мелкозернистое строение, под ним находится узкая прослойка ϵ_1 -Ti₂N и зона твердого раствора азота в титане. Эта зона состоит из овальных зерен как для чистого α -Ti (сплав ВТ1-0), так и для ($\alpha + \beta$)-Ti (сплавы ВТ6, ВТ23, ВТ22). Толщина азотированной зоны зависит от марки сплава. Чем больше β -фазы в исходном состоянии содержит сплав, тем меньше толщина модифицированного слоя. Из результатов РЭМ видно, что, в отличие от технически чистого титана (ВТ1-0), в $\alpha + \beta$ -сплавах (ВТ6, ВТ22, ВТ23) между газонасыщенным слоем и основным металлом образо-



a



б

Рис. 12. Морфология поверхности: *a* — сплав ВТ23 после ИПО 6 импульсов; *б* — титан ВТ1-0 после ИПО двумя импульсами.

вალაქს переходная зона в виде зерен с пластинчатой морфологией. Учитывая пластинчатое строение зерен этой зоны, характерное для α -фазы титана, и наличие мартенсита, обнаруженного в сплаве ВТ6 после ИПО в режиме без плавления поверхности, авторы посчитали, что переходная зона может представлять собой мартенситную фазу.

Для исследования влияния числа импульсов ИПО на процессы образования фаз исследовались образцы сплава ВТ6, обработанные разным количеством импульсов (один импульс, 5, 10 и 15 импульсов). При увеличении числа импульсов размытость максимумов интерференционных линий уменьшается. Уменьшается также интенсивность линий α -фазы, а интенсивность линий δ -TiN и TiC увеличивается. Уменьшение размытости линий α -Ti и увеличение интенсивности максимумов интерференционных линий δ -TiN и TiC при увеличении количества импульсов объясняется переходом азота и углерода из «свободного» состояния в связанное, то есть образованием нитрида и карбида титана.

Процесс роста на поверхности нитридов и карбидов, скорее всего, зависит от скорости диффузии насыщающего элемента и определяется, в основном, температурой, длительностью и количеством импульсов. Наличие кислорода значительно ускоряет диффузию азота [65]. Общее содержание азота в приповерхностном слое в связанном состоянии (δ -TiN) при увеличении числа импульсов увеличивается до 40 ат. %.

Исследование морфологии сплава ВТ23 с помощью растрового электронного микроскопа после ИПО двумя и шестью импульсами показало, что на поверхности формируется рельеф, имеющий характерную морфологию в виде упорядоченных впадин и вершин, ориентированных преимущественно поперек движения растекающейся плазмы (рис. 12а). Это объясняется тем [35], что при действии высокоэнергетического потока плазмы и растекании ее по поверхности твердого тела ударные волны отражаются от твердой границы и сталкиваются внутри жидкого слоя подложки, образуя

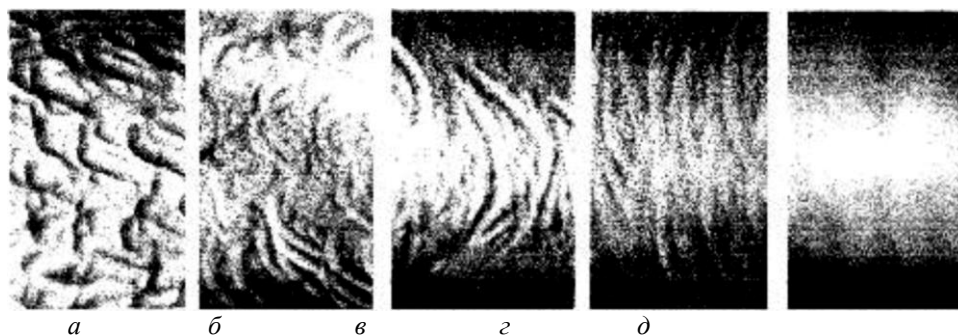


Рис. 13. Вид микрорельефа поверхности: а, б, в, г — полученный вибрационным накатыванием; д — шлифованием. После вибрационного накатывания высота неровностей (R_z) равна — а — $R_z = 16$ мкм, б — $R_z = 12$ мкм, в — $R_z = 8$ мкм, г — $R_z = 4$ мкм. После абразивной обработки (шлифования) — $R_z = 0,6$ мкм.

Таблица 2. Микротвердость титановых сплавов.

Сплав	Состав	Состояние	Микротвердость, ГПа
BT1-0	99,46% Ti (технический титан)	Исходное	2,576 ± 0,011
		ИПО с плавлением 2 имп.	6,649 ± 0,014
		ИПО с плавлением 6 имп.	9,103 ± 0,017
		Исходное	3,696 ± 0,010
		ИПО без плавления 6 имп.	4,084 ± 0,012
		ИПО с плавлением 1 имп.	5,031 ± 0,011
		ИПО с плавлением 5 имп.	6,288 ± 0,013
BT6	Ti-6% Al-4% V	ИПО с плавлением 6 имп.	7,688 ± 0,017
		ИПО с плавлением 5 + 5 имп.	7,353 ± 0,012
		ИПО с плавлением 5 + 5 + 5 имп.	8,199 ± 0,015
BT23	Ti-5,5% Al-2% Mo-4% V-1% Cr- 1% Fe	Исходное	3,425 ± 0,012
		ИПО с плавлением 6 имп.	6,835 ± 0,015
BT22	Ti-5% Al-5% Mo- 5% V-1% Cr-1% Fe	Исходное	4,161 ± 0,010
		ИПО с плавлением 1 имп.	4,972 ± 0,016
		ИПО с плавлением 3 имп.	5,031 ± 0,012
		ИПО с плавлением 6 имп.	5,106 ± 0,014

локальные очаги повышенного давления [66].

Исследование рельефа поверхности титана марки BT1-0 и его сплавов (BT6, BT23, BT22) после ИПО с различным числом импульсов показали, что микрогеометрия рельефа определяется как условиями эксперимента, так и типом обрабатываемого сплава. Например, если поверхность сплава BT23 после ИПО двумя импульсами имеет волнистый характер с незначительным количеством газовых пузырьков, то поверхность титана BT1-0, обработанного двумя импульсами, рыхлая, пористая с большим количеством газовых пузырьков (рис. 12а). ИПО сплава BT22 тремя импульсами привело к разбрызгиванию материала по поверхности (рис. 12б).

Таким образом, рельеф поверхности титановых сплавов в результате ИПО может изменяться от волнистого до пористого (рис. 12б) и даже может иметь вид разбрызганной капли в зависимости от типа титанового сплава, числа и интенсивности импульсов. Кроме того, формирование волнистого рельефа вызывает значительные напряжения, что может привести к образованию трещин.

После ИПО на поверхности титанового сплава образуется нанокристаллический слой, легированный составляющими плазмы, что может обеспечить высокие эксплуатационные свойства изделий — износостой-

кость, жаропрочность, коррозионная стойкость без существенного изменения пластичности и усталостной прочности исходного материала.

После ИПО поверхности титана VT1-0 и его сплавах VT6, VT22 и VT23 было проведено измерения микротвердости при нагрузке 50 г, которое показало, что следов отпечатка пирамидки не было обнаружено. Это указывает на высокую микротвердость приповерхностного карбидного и нитридного слоя. Поэтому измерение микротвердости в исходном состоянии и после ИПО проводили при нагрузке 200 г. При такой нагрузке тонкий карбидный и нитридный слои продавливаются и, в основном, измеряется микротвердость насыщенных газом зон исходного материала, хотя карбидный и нитридный слой вносит свой вклад в интегральную величину микротвердости.

Исследование микротвердости (табл. 2) показали, что максимальной микротвердостью в исходном состоянии обладают образцы из сплава VT22, минимальной — образцы из технически чистого титана VT1-0.

Анализ поверхности образцов после ИПО показывает, что максимальной микротвердостью обладают образцы технически чистого титана VT1-0, обработанного шестью импульсами в режиме плавления поверхности, минимальной микротвердостью — образцы сплава VT22. Согласно [12], эффективность упрочнения сплавов в области однородных α -твердых растворов обычно уменьшается с увеличением содержания растворенного элемента. Этот эффект, по-видимому, связан с тем, что зависимость прочностных свойств β -сплавов от концентрации легирующих элементов описывается не линейной, а параболической зависимостью, так что при большем содержании легирующих элементов способность β -сплавов к упрочнению исчерпывается.

Повышение микротвердости титановых сплавов в результате ИПО, вероятнее всего, вызвано образованием метастабильных мартенситных фаз, нитридов и карбидов титана, а также увеличением плотности дефектов в модифицированном слое.

3. ДУПЛЕКСНАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ МЕТАЛЛОВ

3.1. Оптимизации рельефа поверхности

Для повышения работоспособности изделий, путем модифицирования поверхности, наиболее эффективно применение двойных (дуплекс) технологий, которые оказывают различные упрочняющие действия. Применение специальных технологий механической обработки, вибрационного накатывания, позволяет создать на поверхности изделий масло емкий микрорельеф, который эффективен в условиях эксплуатации при наличии смазки.

Упрочнение поверхности импульсной плазмой эффективно в случае трения без смазки. В этой главе рассматриваются результаты исследования, методики расчета оптимального рельефа поверхности и рекомендации по модифицированию его совместно вибрационным накатыванием и импульс-

ной плазмой.

Исследования показывают [73–76], что на изнашиваемых поверхностях деталей машин необходимо формировать оптимальный рельеф (рис. 13), который удерживает смазочный материал и обеспечивает жидкостный режим трения.

Для расчета характеристик рельефа [74–75] рассмотрим изотермическое движение вязкой несжимаемой жидкости в зазоре с периодически изменяющимся сечением (рис. 14). Изменение сечения обусловлено формой и периодичностью размещения неровностей на поверхности изделия. Противоположная поверхность (контр тело) предполагается гладкой.

В данном случае, движение жидкости в зазоре записываем системой нелинейных дифференциальных уравнений в частных второго порядка. Учитывая то, что на вершинах неровностей толщина смазочного слоя мала (5–15 мкм), при расчете пренебрегаем током жидкости поперек слоя: $V(x) = 0$. Из расчета исключаем объемные силы, что обусловлено их малостью по сравнению с вязкостными силами. Уравнения движения жидкости записываем в частных производных, с учетом гидродинамического давления в слое жидкости \overline{P} (Па), динамического коэффициента вязкости $\rho\mu$ (Па·с), составляющих скорости движения жидкости по оси X, Y, Z — V_x, V_y, V_z .

Суммарная гидродинамическая сила

$$F = \sum_1^n F_{xy} \quad (3.1)$$

где n — количество микронеровностей.

Площадь микронеровности, где развивается гидродинамическое давление, определяется формулой $S = BL/2$.

Триботехнические характеристики поверхности с рельефом, полученным вибрационным накатыванием, исследовались на машине трения при скорости 0–14 м/с. Основной характеристикой рельефа накатанной поверхности

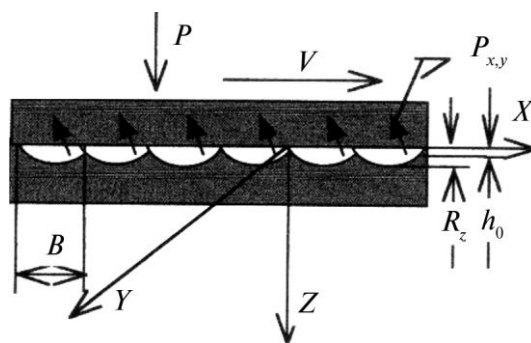


Рис. 14. Схема для моделирования и расчета гидродинамической смазки пары трения скольжения с микрорельефом.

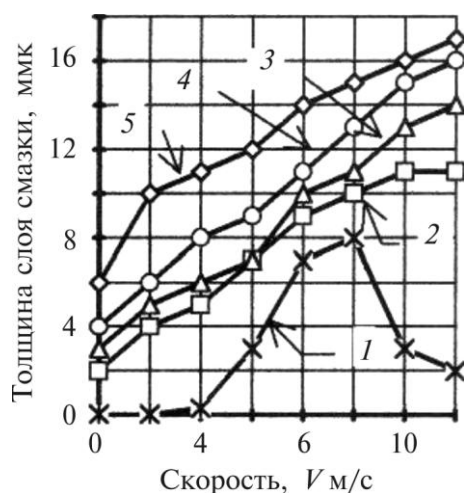


Рис. 15. Изменение толщины смазочного слоя между трущимися поверхностями с рельефом в зависимости от скорости скольжения. Параметры рельефа: 1 — $R_z = 0,6$ ммк, 2 — $R_z = 4$ ммк, 3 — $R_z = 8$ ммк, 4 — $R_z = 12$ ммк, 5 — $R_z = 16$ ммк.

был принят параметр шероховатости R_z , и угол между направлением движения поверхностей и ориентацией вершин неровностей. Смазывание трущихся поверхностей осуществлялось минеральным маслом «Индустриальное, 45».

Исследования по измерению толщины смазочного слоя показали (рис. 15) [74], что в зависимости от скорости скольжения и параметра шероховатости R_z накатанной поверхности образцов, между трущимися поверхностями образуется разделительный смазочный слой, толщина которого может достигать 16 ммк. Толщина смазочного слоя в парах трения скольжения, с накатанной вибрационным накатником поверхностью, увеличивается с ростом скорости скольжения.

Поверхность, которая была получена шлифованием (кривая 1, см. рис. 15), не создает условий для образования смазочного слоя. Смазочный слой отсутствует и не увеличивается до $V = 4$ м/с. Дальнейшее увеличение скорости вызывает образование смазочного слоя, но это обусловлено динамикой вращающегося вала. Наибольшая толщина смазочного слоя составляет 8 ммк при $V = 10$ м/с. При более высокой скорости трения толщина смазочного слоя h уменьшается, что обусловлено нагревом поверхности и снижением вязкости смазочного материала.

При трении скольжении образцов, имеющих на поверхности микрорельеф (см. рис. 15, 2–4), смазочный слой образуется во всем диапазоне исследуемых скоростей (0–14 м/с). Соответственно, потери на трение в 2–3 раза ниже, чем при трении образцов с гладкими поверхностями (рис. 16).

Вибрационное накатывание позволяет формировать оптимальный микрорельеф на поверхности изделия, что в 2–3 раза снижает потери на трение (см. рис. 16). Но в процессе эксплуатации рельеф сглаживается, гидродина-

мический эффект образования смазочного слоя снижается.

Опыт промышленного использования изделий с оптимальным рельефом показал, что наличие такого рельефа повышает работоспособность изделий в 2–3 раза.

3.2. Упрочнение рельефа поверхности импульсной плазмой

В процессе модифицирования поверхности высокоэнергетическими технологиями преобразование энергии идет в тонком поверхностном слое. Эффективность упрочнения поверхности твердого тела определяется результирующим действием различных полей: температурного, электромагнитного, деформационного (от ударной волны), а также изменений в результате структурных превращений [28].

Изменение кристаллической и электронной структуры металла при воздействии импульсной плазменной струи зависит не только от плотности потока энергии, падающей на поверхность твердого тела, но и от всей совокупности процесса передачи энергии, затраченной на образование дефектов и модификацию материала. Этот механизм отличен от лазерного воздействия [76]. Исследования показали [77–79], что эффективность упрочнения при импульсной обработке выше, чем при обработке непрерывной струей, что обусловлено на 1–2 порядка большей скоростью нагрева и охлаждения, а также воздействием ударной волны.

Импульсно-плазменное модифицирование рельефа поверхности изделия можно осуществлять специальным устройством, которое описано в разделе

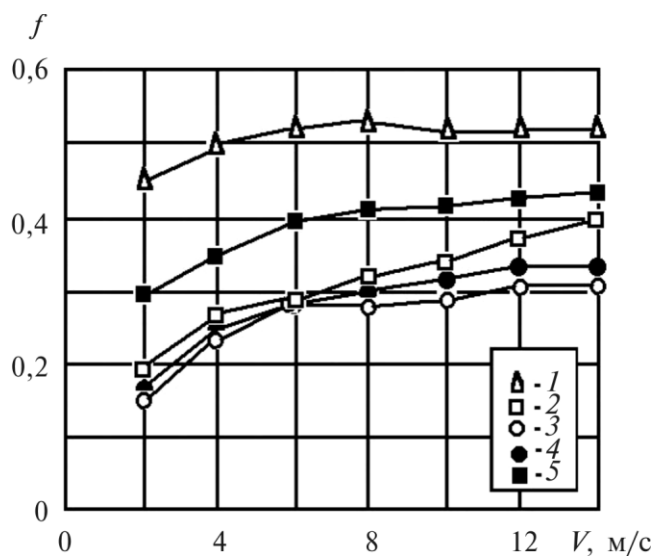


Рис. 16. Зависимость коэффициентов трения от скорости скольжения для поверхностей с разным рельефом: 1 — $R(z) = 0,6$ мкм, 2 — 6, 3 — 12, 4 — 17, 5 — 20 мкм.

1.

В устройстве, являющимся фактически МГД-генератором, происходит увеличение скорости и температуры продуктов детонационного сгорания горючих газовых смесей. Изменение электрической энергии, а также длины межэлектродного участка в камере позволяет управлять плотностью энергии, длительностью и локальностью воздействия плазмы на модифицируемую поверхность.

Наиболее эффективным параметром, влияющим на энергетические характеристики потока плазмы, является длина камеры. Изменяя ее длину, можно получать высокоэнергетические потоки плазмы, имеющие плотность мощности в диапазоне от 10^3 до 10^7 Вт/см², температуру от $2 \cdot 10^3$ до $3 \cdot 10^4$ К, скорость от $2 \cdot 10^3$ м/с до $8 \cdot 10^3$ м/с. Максимальные значения параметров плазмы получают при длине реакционной камеры 500 мм.

При ИПО поверхность испытывает комплексное воздействие, а именно: акустическое, ударное, электромагнитное, термическое, а также режим стимулирующих обратимых мартенситных превращений. Каждое из них в отдельности интенсифицирует диффузионные процессы, что резко ускоряет массоперенос и оказывает на поверхностный слой изделия термохимическое воздействие, стимулируя протекание химических реакций [80–83].

Импульсно-плазменная обработка поверхности является бесконтактной и может быть использована для обработки изделий, изготовленных из раз-

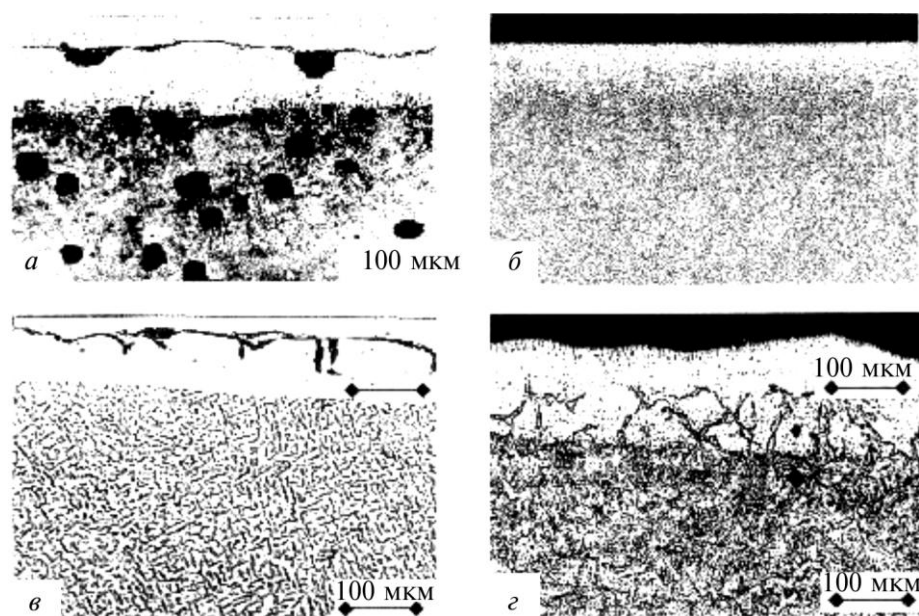


Рис. 17. Вид износостойкого слоя на рельефе, который формируется ИПО на поверхности изделий, изготовленных из сплавов: *a* — чугун; *б* — сталь У-7; *в* — ВТ-6; *г* — ст.-45.

личных сплавов и имеющих сложную конфигурацию.

Например, обработка сплава на основе титана позволяет получить модифицированный слой, толщиной ≈ 60 мкм и твердостью ≈ 9 ГПа (рис. 17 *в*). На поверхности изделий из сплавов железо-углерод формируются слои, толщиной ≈ 100 мкм и твердостью ≈ 20 ГПа (см. рис. 17 *б*); из чугунов или железа ≈ 9 –14 ГПа (см. рис. 17 *а, з*).

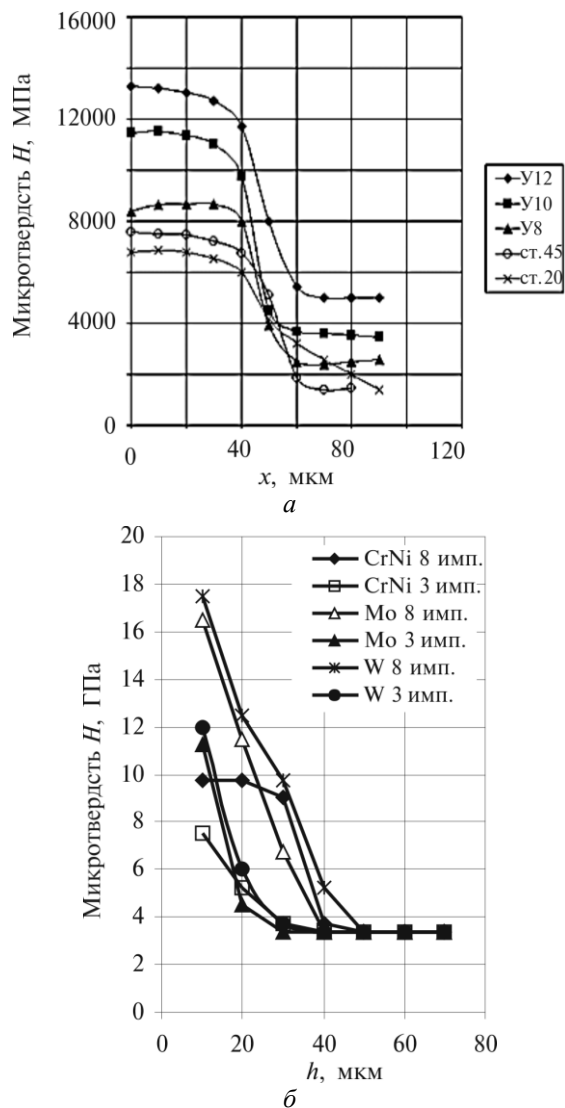


Рис. 18. Твердость поверхностного слоя углеродистой стали после обработки. *а* — лазерная обработка; *б* — ИПО стали У-8 с вводом паров W, Mo, NiCr: 1, 4 — 1 импульс; 2, 5 — 5 импульсов; 3, 6 — 10 импульсов.

Характерно, что для упрочнения углеродистых сталей импульсная плазма более эффективна и твердость поверхностного слоя, в зависимости от режимов упрочнения, увеличивается в два раза по сравнению с твердостью слоя упроченного лазерной плазмой (рис. 18). Это можно объяснить дислокационным механизмом упрочнения и легированием поверхностного слоя легирующими элементами, составляющими плазму (С, N, W, Mo, Cr, Ti и др.). Проведенные эксперименты подтверждают большую эффективность импульсной плазменной технологии по сравнению с лазерной. Это можно объяснить одновременным влиянием нескольких видов импульсного воздействия и совмещением циклов действия теплового, деформационного и электромагнитного полей, что оказывает существенное влияние на миграцию атомов внедрения.

В результате импульсной обработки происходит резкое неоднородное упрочнение металла, что свидетельствует о появлении дислокационной

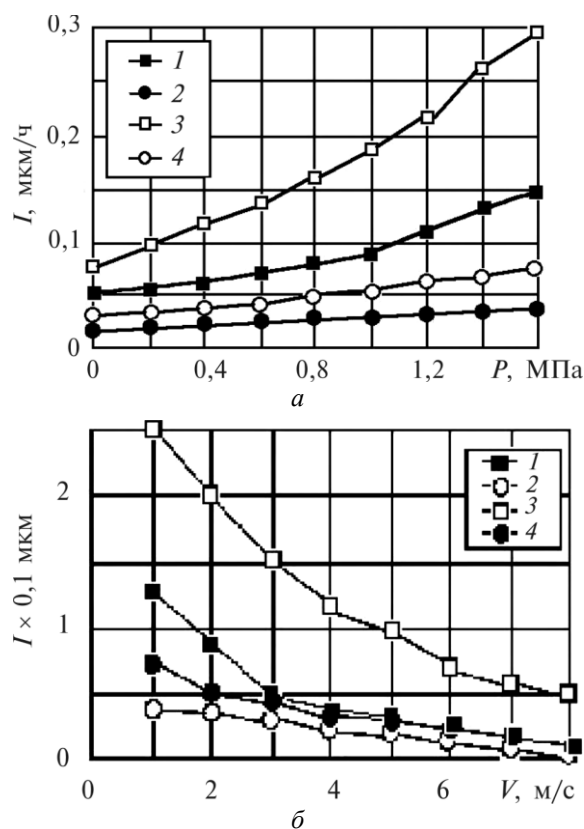


Рис. 19. Зависимость износа поверхности после ИПО — 2, 4, в сравнение с закаленной поверхностью (HRC-55) — 1, 3: *a* — от контактного давления; *b* — от скорости. Испытание проводилось в масле — \square , \circ и в 3% эмульсии — \blacksquare , \bullet .

структуры. Исследования показали, что на поверхности образуется слой повышенной твердости (до 20 ГПа), имеющий толщину до 100 мкм, в зависимости от технологических режимов (см. рис. 18).

Например, использование углеводородных газов для создания плазмы позволяет получать углеродные импульсные потоки плазмы. Пары углерода конденсируются на поверхности образца. После 20 импульсов обработки на поверхности была получена углеродная пленка толщиной ≈ 20 мкм. Рентгенографический анализ показал, что эта пленка состоит преимущественно из аморфного углерода [84].

Исследования показали, что модифицирование поверхности достигается при частичном растворении исходных карбидов и образовании в облученном слое большого количества зон с микрохимической неоднородностью твердых растворов. Особое влияние оказывает длительность плазменного импульса и структурное состояние перед ИПО. Чем меньше время облучения и дисперснее растворяемая фаза, тем больше эффект упрочнения. Характерной особенностью структуры после импульсной плазменной закалки является ее способность сохранять твердость при нагреве в процессе трения. Это объясняется формированием в процессе скоростного затвердевания участков в виде тонких аморфных пластин.

Наибольший эффект при модифицировании углеродистых сталей достигается при мощности $1,8 \cdot 10^5$ Вт/см², обеспечивающей предельную температуру поверхности, близкую к температуре ее плавления. Величина упрочнения и толщина упрочненного слоя возрастают при увеличении интенсивности ИПО (уменьшении D и h , увеличении N), а также зависят от количества и типа элементов, входящих в плазму (рис. 18б).

Импульсно-плазменная обработка создает возможность легирования поверхности изделия азотом, углеродом, хромом, молибденом, никелем, вольфрамом и другими элементами. Эффект от упрочнения легирующими элементами определяется набором механизмов воздействия на поверхностные слои изделия. Это осаждение тонкопленочного (углеродного или металлического) покрытия и образование метастабильного раствора легирующих элементов (> 6%) в тонком поверхностном слое, формирование структуры и фазового состава с высокой дисперсностью и твердостью, сжимающими остаточными напряжениями.

Триботехнические исследования показали, что износ модифицированной по импульсной плазменной технологии поверхности, по сравнению с закаленной снижается в 4–5 раз (рис. 19). С увеличением контактного давления, износ закаленной поверхности образца увеличивается в три раза, но на износ модифицированной поверхности режим трения практически не влияет. Наиболее эффективно модифицирование в условиях эксплуатации изделий без смазывания.

Использование технологии формирования специального рельефа на поверхности изделия обеспечивает низкие потери на трение и высокую износостойкость в условиях эксплуатации со смазкой.

Таким образом, создание оптимального рельефа поверхности и после-

дующее ее модифицирование ИПО позволяет снизить потери на трение и повысить износостойкость изделий как в условиях трения со смазкой, так и без смазки. Для создания более толстых защитных слоев на поверхности специального рельефа применяется ИПО с вводом в плазму порошков. Об этой технологии смотрите в последующих главах.

4. НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЙ

4.1. Покрытия из порошка стали SS 316 L

Нанесение высококачественных покрытий на рельеф поверхности обеспечивает принципиально новый подход в модификации поверхности. При этом сцепляемость покрытия и влияние его на подложку является важнейшей характеристикой технологии модифицирования. Нами проведены исследования ИПО, которое осуществляется с вводом в струю плазмы порошковых материалов. Исследования показали, что покрытие имеет высокую плотность, хорошую сцепляемость с подложкой и структурно-фазовые превращения в материале подложки. На рис. 20 приведены линии энергетических спектров резерфордовского обратного рассеяния ионов ${}^4\text{He}^+$ (б) и упругого резонанса на протонах (а) для образцов с нанесенным покрытием. Как мы видим, из полученных результатов в поверхностном слое покрытия имеется значительная концентрация углерода и кислорода, кроме того, наблюдается пик, характерный для Мо. Из результатов анализа были определены концентрации элементов в поверхностном слое покрытия глубиной до 10 мкм (см. табл. 3).

Из таблицы видно, что толщина оксидного слоя составляет около 1,8 мкм, причем максимальная концентрация кислорода около 40 ат.%, а углерода около 18,5 ат.%. Причем, если использовать известную формулу [85], мы можем из отношений сигналов О и Fe определить стехиометрию окисла, которая близка к Fe_3O_4 .

Наблюдается также перераспределение примеси и уменьшение концентрации Ni (до нескольких процентов), Cr (от 3 до 8 ат.% в слое, толщиной до 1 мкм).

На рис. 21 отчетливо видно, что покрытие неоднородно и состоит из смеси областей разной травимости, т. е. отличающихся химическим составом. Приведена структура травленого шлифа стали SS 400 и покрытия из 316 L. Видно также, что поверхность контакта покрытия и стали сильно изрезана (рис. 21б).

Сталь SS 400, используемая в качестве подложки для нанесения покрытия, в исходном состоянии имела поликристаллическую структуру на основе α -Fe железа (рис. 22). Внутри зерен феррита в большинстве случаев наблюдается субструктура с хаотически распределенными дислокациями. Скалярная плотность дислокации $\sim 10^{10}$ см². В отдельных случаях в ферритных зернах наблюдалась субзеренная структура. Исследуемая сталь относится к двухфазным материалам — второй фазой являются частицы це-

ментита, расположенные внутри зерен феррита и по их границам.

На рисунке 23 изображена структура стали в зоне контакта с покрытием. Как и в исходном состоянии, сталь имеет двухфазное строение — состоит из зерен феррита и частиц цементита, расположенных внутри и по границам зерен. В большинстве случаев в зернах наблюдается дислокационная субструктура в виде ячеек. Анализируемый слой находится в напряженном состоянии. На это указывают изгибные экстинкционные контуры, наблюдающиеся в зернах феррита (см. рис. 23). Еще одной характерной особен-

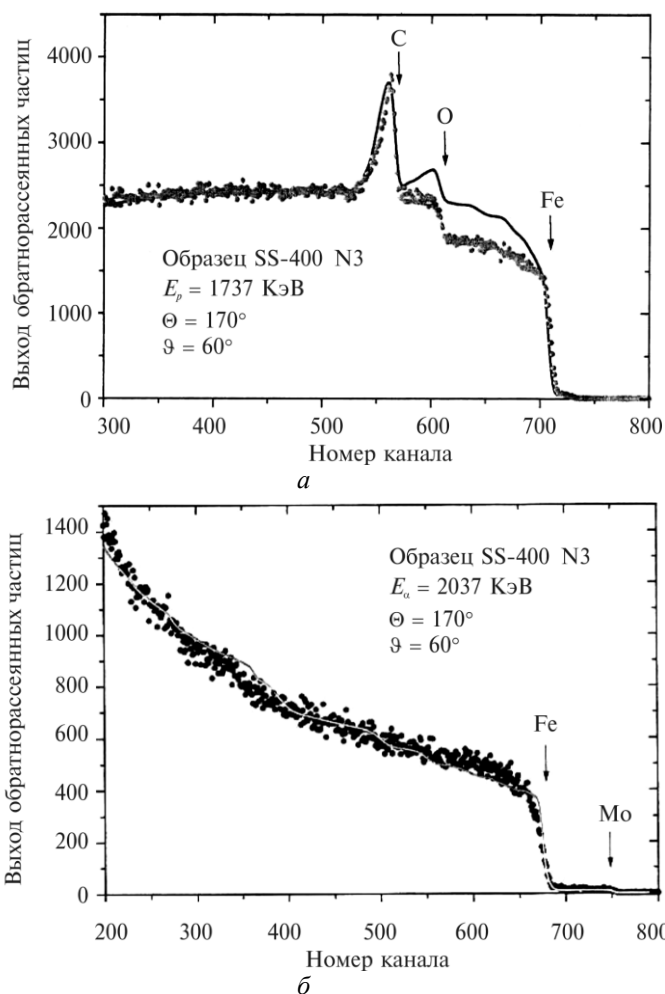


Рис. 20. Энергетические спектры покрытия и переходной зоны, полученные ИПО с вводом порошка нержавеющей стали SUS-316L: *a* — упругий резонанс на протонах при $E_p = 1,737$ МэВ, $\Theta = 170^\circ$, $\vartheta = 60^\circ$; *b* — резерфордское обратное рассеяние для этого же образца при $E_\alpha = 2,037$ МэВ, $\Theta = 170^\circ$, $\vartheta = 60^\circ$. Основа — ст. SS-400.

Таблица 3. Концентрация элементов (ат.%) в покрытии из SS-316L.

Глубина, нм	Mo	Ni	Fe	Cr	O	C
135,8	0,49	3,57	35,19	2,48	39,73	18,54
271,4	0,51	4,35	38,78	4,89	36,88	14,59
407,6	0,52	5,14	42,22	5,88	35,20	11,04
542,6	0,54	6,05	47,91	6,76	31,25	7,49
805,1	0,56	7,29	54,55	8,07	24,62	4,91
1298,4	0,59	8,95	63,51	13,56	11,11	2,28
1775,9	0,60	10,43	68,09	17,69	3,19	0,00
2716,0	0,60	10,44	71,06	17,90	0,00	0,00
4478,6	0,60	10,44	71,06	17,90	0,00	0,00
10353,9	0,60	10,44	71,06	17,90	0,00	0,00

ностью состояния стали в зоне контакта с покрытием, является наличие в зернах феррита выделений второй фазы в виде большого количества частиц округлой формы, размеры которых составляют 25–30 нм (рис. 23б). В этом случае в зернах наблюдается высокая плотность дислокации $7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Анализ микроэлектроннограммы (б) свидетельствует о том, что данные частицы являются карбидной фазой типа Me_3C (Fe, Cr) $_3\text{C}$.

Покрытие в зоне контакта со сталью имеет нанокристаллическое строение. Размеры кристаллитов изменяются в пределах от 4 до 25 нм (рис. 24). О малых размерах кристаллитов свидетельствует также кольцевое строение микроэлектроннограмм, которые получены с данного участка материала. Анализ микроэлектроннограмм показывает, что нанокристаллические образования являются окислом типа Fe_3O_4 .

Приповерхностный слой, расположенный на глубине 5–10 мкм от свободной поверхности, сформирован поликристаллической фазой на основе твердого раствора хрома и никеля в железе (Fe , Cr , Ni) (рис. 25). Размеры кристаллитов изменяются в пределах от 0,1 до 0,3 мкм.

Слой покрытия, лежащий на расстоянии 0,5 мкм от свободной поверхности, содержит большое число частиц окисной фазы (рис. 25), расположенных внутри и по границам кристаллитов вазы (Fe , Cr , Ni). Частицы имеют округлую форму и средние размеры ~ 25 нм. В отдельных случаях окисная фаза формирует поликристаллические пленки с размером кристаллитов ~ 2 нм (см. рис. 25).

Слой покрытия, лежащий на свободной поверхности, сформирован фазой типа Fe_3O_4 , размеры кристаллитов которой 15–20 нм. На малые размеры кристаллитов указывает также кольцевое строение микроэлектроннограмм (см. рис. 24).

Таким образом, покрытие в образцах имеет поликристаллическое строение и фазовый состав (Fe, Cr, Ni). Свободная поверхность и слой, контактирующий со сталью, сформирован окисной прослойкой, имеющей нанокристаллическое строение. В зоне контакта сталь является поликристаллическим агрегатом, внутри кристаллитов наблюдается высокая плотность дислокаций, на которых расположены частицы карбидной фазы.

Результаты анализа, полученные с помощью оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, можно изображать схематично на рис. 26 (где 1, 3 — окисный слой, 2 — покрытие из 316L, 4 — переходная зона и 5 — сама подложка из SS400).

Исследования показали, что ИПО обеспечивает формирование много-

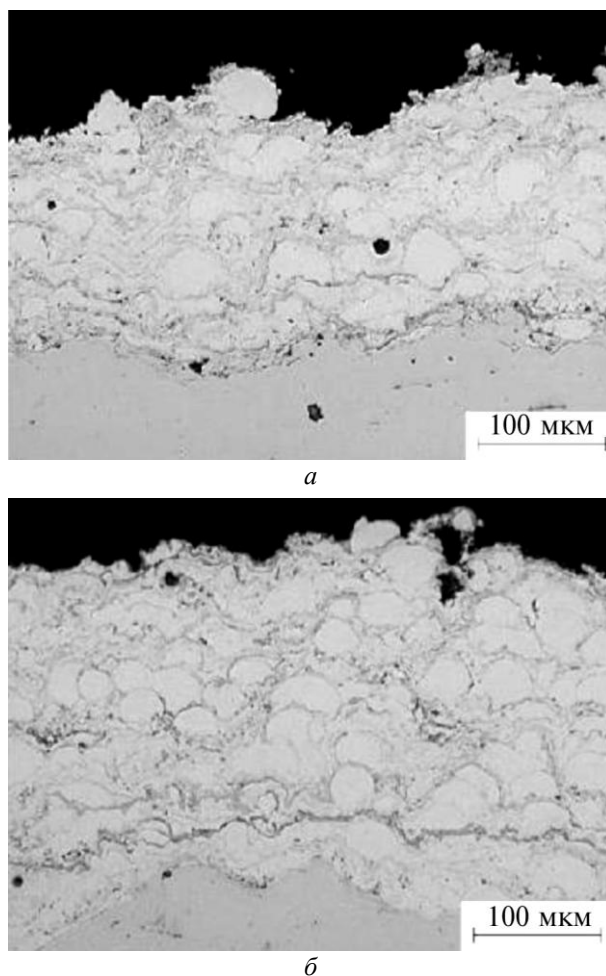


Рис. 21. Поперечные шлифы поверхностного слоя после ИПО с вводом порошка SUS-316L: *a* — толщина 170 мкм; *б* — толщина 300 мкм.

слоистых структур покрытия. Например, использование кислородной среды и среды воздуха в плазменной струе приводит к образованию на поверхности оксидов. Использование углеродосодержащей или металлосодержащей плазмы позволяет сформировать в покрытие комплексные или углеродные пленки.

4.5. Свойств покрытий из Hastelloy

В дальнейшем ИПО с вводом порошков осуществлялась углеродосодержащей плазмой. На рис. 27 приведены энергетические спектры Резерфордского обратного рассеяния ионов He^+ (*б*) и упругого резонанса на протонах (*а*), измеренные для образцов с нанесенным покрытием. Как видно из полученных результатов, в поверхностном слое имеется значительная концентрация Cu , O ; кроме того, присутствуют примеси таких элементов: W , Mo , Ni , Co , Fe , Mn , Cr . Из результатов анализа были определены концентрации элементов в поверхностном слое покрытия глубиной до 10 мкм (см. табл. 4).

Анализ таблицы 4 показывает, что концентрация кислорода и углерода вблизи поверхности составляет около 25 ат.%, концентрация остальных элементов, составляющих основу Hastelloy, значительно меньше. Толщина оксидной пленки составляет около 2 мкм, а углерод и карбиды находятся вблизи поверхности глубиной до 1 мкм. Внутри зёрен феррита в большинстве случаев наблюдается дислокационная субструктура с хаотически распределенными дислокациями. Скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle \sim 2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. В отдельных случаях в ферритных зёрнах наблюдалась субзёрненная структура. Исследуемая сталь относится к двухфазным материалам — второй фазой являются частицы цементита, расположенные внутри зерен феррита и по их границам.

Структура и фазовый состав образца в зоне стыка стали с покрытием представлены на рис. 28. Сталь сформирована зёрнами феррита, внутри зерен наблюдается ячеистая дислокационная субструктура. Рефлексы $\alpha\text{-Fe}$ (рис. 28*а*) размыты, что может указывать на присутствие второй фазы. Сталь SS-400, используемая в качестве подложки для нанесения покрытия, в исходном состоянии имела поликристаллическую структуру на основе α -железа.

По размытию рефлексов типа $\{110\}\alpha\text{-Fe}$, можно предположить присутствие фазы (Fe , Cr , Ni). Обращает на себя внимание контраст границ ячеек — он нечеткий, границы уширены, дислокации не различимы. Это может указывать на присутствие на границах примеси внедрения (кислород, азот, углерод). В отдельных зёрнах наблюдается дислокационная субструктура в виде хаоса. Скалярная плотность дислокаций в таких зёрнах составляет $\sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Внутри таких зерен, как правило, наблюдаются изгибные экстинкционные контуры, указывая на высокий уровень напряжений в структуре стали. Рефлексы на микроэлектронограммах, полученных с таких зерен, растянуты, что указывает на азимутальную разориентацию элементов структуры (рис.

28). Наряду с зернами, содержащими ячеистую дислокационную субструктуру, наблюдаются зерна феррита с субзернами (см. рис. 28), средние размеры которых составляют 0,15–0,20 мкм. Внутри субзерен наблюдается дислокационная субструктура в виде сеток $\langle \rho \rangle = 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. По границам субзерен располагаются выделения второй фазы (см. рис. 27), которые являются карбидом молибдена $\alpha\text{-MoC}_{0,54}$.

На рис. 28б приведены ПЭМ изображения структуры переходного слоя, содержащего участок покрытия (указан стрелками). Видно, что покрытие имеет дисперсное строение, размер кристаллитов составляет $\sim 50\text{--}100 \text{ нм}$. На микроэлектроннограмме, полученной с такого двухслойного участка фольги (рис. 29), обнаруживаются рефлексы фазы (Fe, Cr, Ni).

Анализ представленных результатов показывает, что покрытие сформировано зернами с ГЦК кристаллической решёткой на основе никеля (судя по химическому составу покрытия), рис. 30. Внутри зёрен наблюдается дислокационная субструктура в виде хаоса с плотностью дислокаций $\sim 6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. На светлопольных изображениях зёрен обнаруживается крапчатый контраст (см. рис. 29). Анализируя микроэлектроннограмму, можно предположить, что данный контраст сформирован окислами никеля. В отдельных случаях в зернах наблюдается дислокационная ячеистая субструктура. Ячейки раз ориентированы, на что указывает азимутальное размытие рефлексов на микроэлектроннограмме (рис. 31). Границы ячеек имеют нечёткий (размытый) контраст. Это указывает на возможное присутствие примеси внедрения на границах ячеек.

В отдельных случаях в зернах покрытия вдоль их границ обнаруживаются иглообразные кристаллы (см. рис. 30). Анализ микроэлектроннограммы (см. рис. 30) позволяет предположить, что это кристаллы мартенсита, образовавшиеся при $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситном превращении участков покрытия, обо-



Рис. 22. Микроструктура стали SS-400 в исходном состоянии (перед нанесением покрытия).

Таблица 4. Концентрация элементов (ат.%) в покрытии из Hastelloy.

Толщина, нм	Концентрация элементов (ат.%)								
	W	Mo	Ni	Co	Fe	Mn	Cr	C	O
122,9	0,90	4,53	29,44	0,22	2,71	0,45	10,20	24,77	26,78
247,6	0,99	4,97	32,33	0,25	2,98	0,50	11,94	19,77	26,27
373,8	1,09	5,44	35,30	0,27	3,26	0,54	13,64	15,11	25,36
501,6	1,17	5,89	38,28	0,29	3,53	0,59	15,12	10,44	24,70
759,6	1,34	6,66	43,28	0,33	4,00	0,66	16,71	4,44	22,57
1014,8	1,52	7,61	49,50	0,39	4,57	0,76	17,13	0,36	18,15
1263,4	1,62	8,07	52,49	0,41	4,85	0,80	18,17	0,38	13,21
1734,4	1,86	9,33	60,66	0,46	5,60	0,94	18,35	0,00	2,80
2663,0	1,93	9,65	62,74	0,49	5,79	0,97	18,43	0,00	0,00
4404,2	1,93	9,65	62,74	0,49	5,79	0,97	18,43	0,00	0,00
10208,2	1,93	9,65	62,74	0,49	5,79	0,97	18,43	0,00	0,00

гащенных железом, хромом и углеродом. Мартенситное превращение сопровождается формированием в покрытии областей с высокой ($\sim 9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) плотностью дислокаций (рис. 30).

Слой покрытия, расположенный на расстоянии ~ 1 мкм от свободной поверхности имеет поликристаллическую ГЦК структуру. Внутри зерен обнаруживается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций с плотностью $6,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (см. рис. 31). В отдельных зернах наблюдается субзеренная структура (см. рис. 31). Размеры субзерен $\sim 0,1$ – $0,2$ мкм. Субзерна разориентированы, азимутальная составляющая угла полной разориентации достигает ~ 6 градусов. Иногда обнаруживаются области покрытия с нанокристаллической структурой с размерами кристаллов ~ 10 – 20 нм (см. рис. 31).

Непосредственно на свободной поверхности покрытия формируется многофазная структура на основе ГЦК кристаллической решётки, содержащая многочисленные включения оксикарбидных фаз наномерных размеров (рис. 32), размеры кристаллитов ~ 20 – 30 нм. Слой этот тонок — доли микрометров. По мере удаления от него в глубь размеры оксикарбидных включений увеличиваются до 60 нм, а плотность снижается (см. рис. 32).

Таким образом, покрытие, образующееся на образце, сформировано поликристаллической фазой с ГЦК кристаллической решёткой (твёрдый раствор на основе никеля). На поверхности покрытия располагается нанокристаллическая окисная пленка из Fe_3O_4 . По мере удаления в глубь покрытия окислы становятся крупнее, плотность их падает. В зоне контакта покрытия и стали окисного подслоя не обнаружено.

На рис. 33 приведены фотографии, которые демонстрируют структуру покрытия и поверхностного слоя стали, полученные с сечений, сделанных под малым углом 3° , к поверхности. Отчетливо видно, что в зоне контакта покрытия и подложки наблюдается смешанная структура, состоящая из островков покрытия в стали, весьма разнообразной формы и размеров. На фотографии поперечного шлифа образца с покрытием из порошка Hastelloy хорошо видны участки плавления размером около 40×50 мкм, заметны небольшие поры в покрытии (см. рис. 33).

Коррозионные испытания, проведенные по методике, хорошо описанной в работе [9], в морской воде, показаны на рис. 34 для покрытий из Hastelloy различной толщины.

Как видно из полученных результатов, потенциал коррозии наименьший у покрытий толщиной < 300 мкм, причем в первые часы он уменьшается почти в 3 раза по сравнению с подложкой из стали SS-400. Сопротивление коррозии в случае более толстых покрытий, толщина > 300 мкм, выше в 12 раз в первые часы испытаний. Но, несмотря на это, следует отметить, что после испытаний в морской воде в течение нескольких дней на межфазной

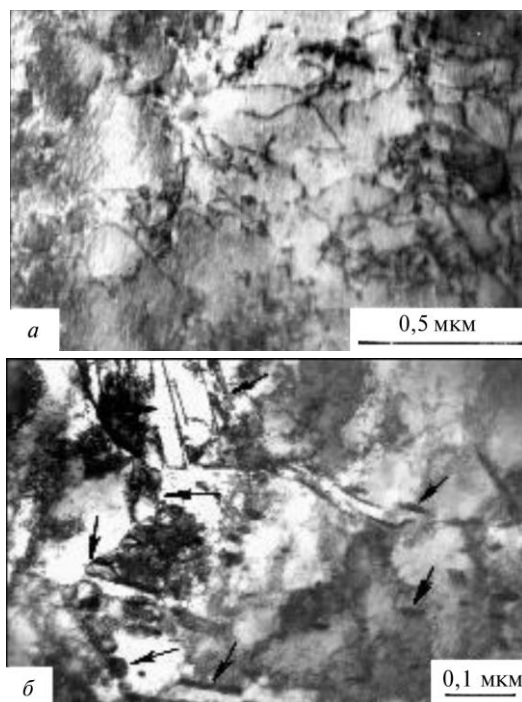


Рис. 23. Металлография травленого шлифа стали SS-400 с покрытием из SUS-316L (поперечный шлиф) темный контраст — покрытие; светлый — сталь SS-400: *a* — структура покрытия в параллельном слое свободной поверхности; *б* — поперечное сечение. Сечение, сделанное под углом 1° к поверхности.

границе покрытия и подложки с торца образца образуется большая трещина, что, возможно, свидетельствует о том, что в поры попадает морская вода и разъедает поверхность подложки.

На рис. 35 приведена зависимость твердости покрытия и приповерхностного слоя образца на глубине. Как видно из рисунка, на поверхности покрытия значение твердости немного ниже, чем в глубине покрытия. Причём величина твердости в 2,5 раза выше, чем эти значения в поверхностном слое подложки. Переходная область (область стыка покрытия и подложки и приповерхностного слоя) имеют увеличенные значения твердости почти до 100 мкм от поверхности стыка.

Проведённые рентгеноструктурные исследования показали, что в поверхностном слое покрытия, полученного из порошка Hastelloy, основным компонентом является никель с параметром решётки $a = 3,62514 \text{ \AA}$. Параметр решётки увеличен по сравнению с табличными значениями [13, 14], относительная микродеформация решётки $\Delta a/a_0 > 0$ и составляет величину 2,8%. Увеличение параметра решётки свидетельствует об искажении кристаллической решётки никеля, прошедшего импульсную плазменную обработку, за счёт микронапряжений, вызванных растворёнными в нём основными компонентами исходного порошка (Mo, Cr, Fe, W). В покрытии также имеются следы хрома и твердого раствора N-фазы Fe–Cr–Mo [13]. Кроме того, в покрытии присутствуют в незначительных количествах карбидные и оксидные фазы: W_2C , Mo_2C , FeO и Fe_3O_4 . Гексагональные карбид вольфрама и карбид молибдена с параметрами решётки $a_{Mo_2C} = 2,951 \text{ \AA}$, $a_{W_2C} = 2,951$

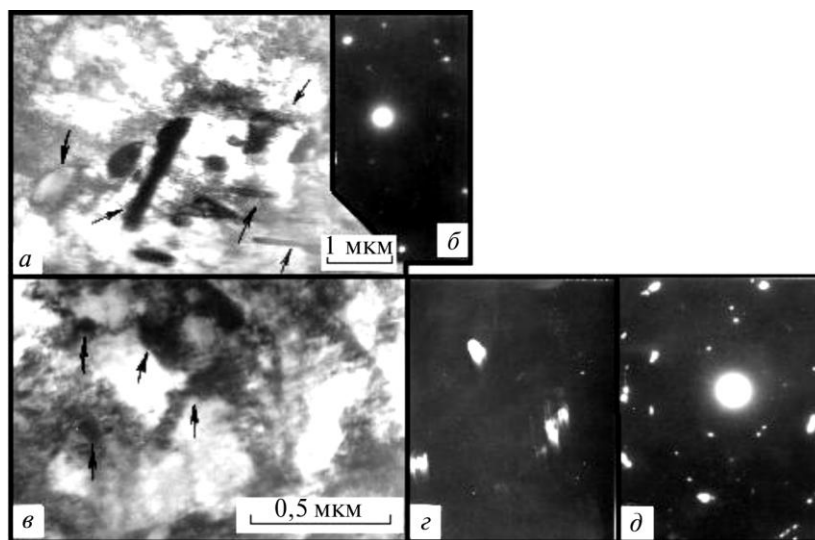


Рис. 24. ПЭМ изображение структуры подложки (стали SS-400) в зоне стыка с покрытием из стали SUS-316L: *a, в* — светлопольное изображение; *г* — темное поле в рефлексе [211] цементита; *д* — микроэлектронграмма к (*в*). Стрелками указаны частицы цемента.

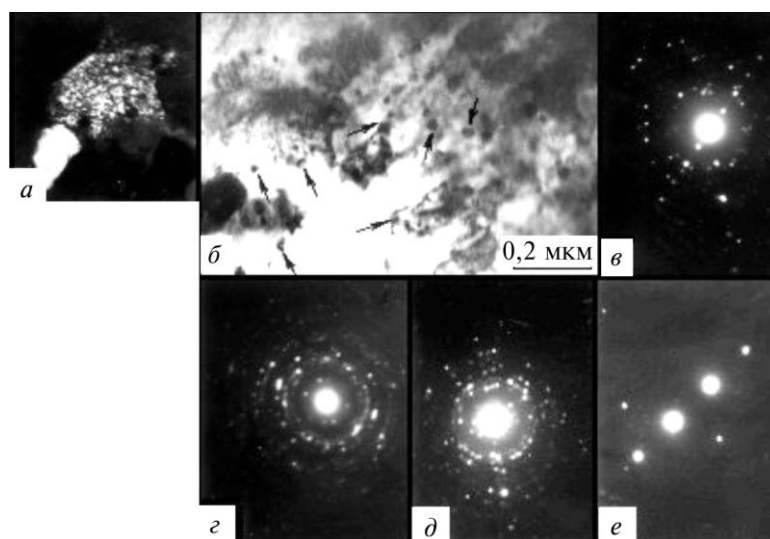


Рис. 25. ПЭМ изображение зоны стыка покрытия и подложки: *a, б* — структура подложки в непосредственной близости от покрытия; *в, г, д, е* — микроэлектронграмма покрытия вблизи зоны контакта с подложкой. Стрелками указаны частицы окислов.

\AA и $c_{\text{W}_2\text{C}} = 4,663 \text{ \AA}$, $c = 4,633 \text{ \AA}$ (что практически согласуется с данными [14] $a_{\text{Mo}_2\text{C}} = 3,00 \text{ \AA}$, $a_{\text{W}_2\text{C}} = 2,99 \text{ \AA}$ и $c_{\text{W}_2\text{C}} = 4,72 \text{ \AA}$, $c = 4,71 \text{ \AA}$), имеет блоки мозаики, оценённые по размерам областей когерентного рассеяния, порядка 15 нм. Оценка областей когерентного рассеяния основной фазы показывает, что в поверхностном слое покрытия кристаллиты имеют размеры от 12 до 30 нм.

На основе результатов РФА можно сделать вывод о том, что поверхностный слой покрытия представляет собой многофазную нанодисперсную структуру, состоящую из твердого раствора на основе никеля Ni–Cr–Fe с незначительным количеством твёрдого раствора на основе железа Fe–Cr–Mo, смеси оксидных фаз (Mo_2C , FeO и Fe_3O_4) и следами компонентов исходного порошка. Всё это вполне согласуется с данными, полученными с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

На рис. 36 представлена схема строения образца SS-400 с покрытием из Hastelloy нарисованная по результатам анализа (ПЭМ, оптический микроскоп, растровый микроскоп).

Таким образом, авторы работы делают вывод о том, что нанесенное покрытие из Hastelloy на основе никеля на подложке из малоуглеродистой стали, состоит из поликристаллов (зёрен) феррита, внутри зерен наблюдается дислокационная ячеистая субструктура. По границам субзерен располагаются выделения второй фазы, которые являются карбидом молибдена $\text{MoC}_{0,54}$. На поверхности покрытия образуется нанокристаллический слой

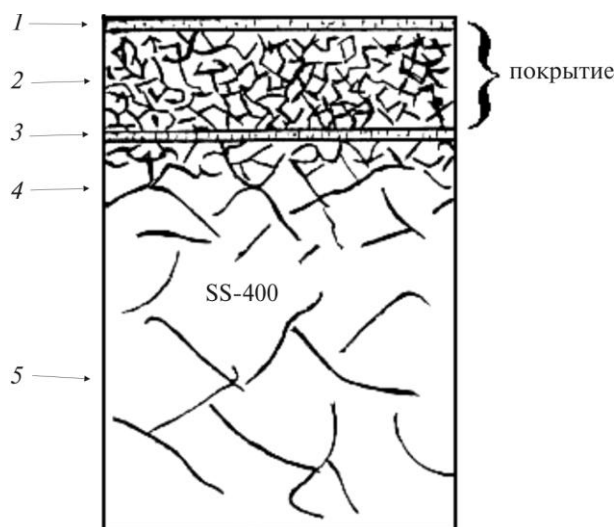


Рис. 26. Схема строения покрытия из SUS-316L, нанесенного на сталь SS-400 (поперечное сечение) в окислительной среде: 1 — окисный слой на свободной поверхности; 2 — слой покрытия; 3 — окисный слой между покрытием и подложкой; 4 — модифицированный слой в зоне контакта основы с покрытием (высокая плотность дислокаций, субзеренная структура); 5 — основа, сталь SS-400.

оксикарбидных фаз с размерами кристаллитов 20–30 нм, а на самой поверхности располагается нанокристаллическая окисная пленка из Fe_3O_4 . В зоне контакта покрытия и стали окисного слоя не обнаружено. Толщина слоя, насыщенного углеродом, до 1 мкм, а кислородом — 1,7 мкм. Коррозионные испытания, проведенные в морской воде, показали уменьшение потенциала коррозии почти в три раза и увеличение коррозионной стойкости почти в 12 раз.

5. КЕРАМИЧЕСКИЕ И МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ

5.1. Свойства покрытия из оксида алюминия

Представляет интерес ИПО нанесение оксидных покрытий на микрорельеф поверхности. В работах [32, 40] была исследована структура покрытий из Al_2O_3 нанесенных ИПО на подложку из ст.3.

Элементный анализ импульсно-плазменного покрытия из оксида алюминия проведен с помощью РОР и упругого резонанса на протонах. На рис. 37 приведены энергетические спектры Резерфордского обратного рассеяния (РОР) и упругого резонанса на протонах для образца полученного покрытия. На спектрах отчетливо видно наличие кислорода, алюминия, железа, а также значительная концентрация углерода в поверхностном слое покры-

тия. Структурная формула покрытия, которое сформировалось вследствие ИПО с вводом порошка Al_2O_3 , может быть выражена следующим соотношением $Al_{38}O_{59}Fe_3$. Концентрация углерода в поверхностном слое покрытия достигала до 20 ат.%. Появление железа в оксидном покрытии связано с эрозией стального электрода в камере сгорания плазмотрона, в процессе образования плазменной струи [35–41].

Локальный фазовый и структурный анализ, проведенный с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с микродифракцией,

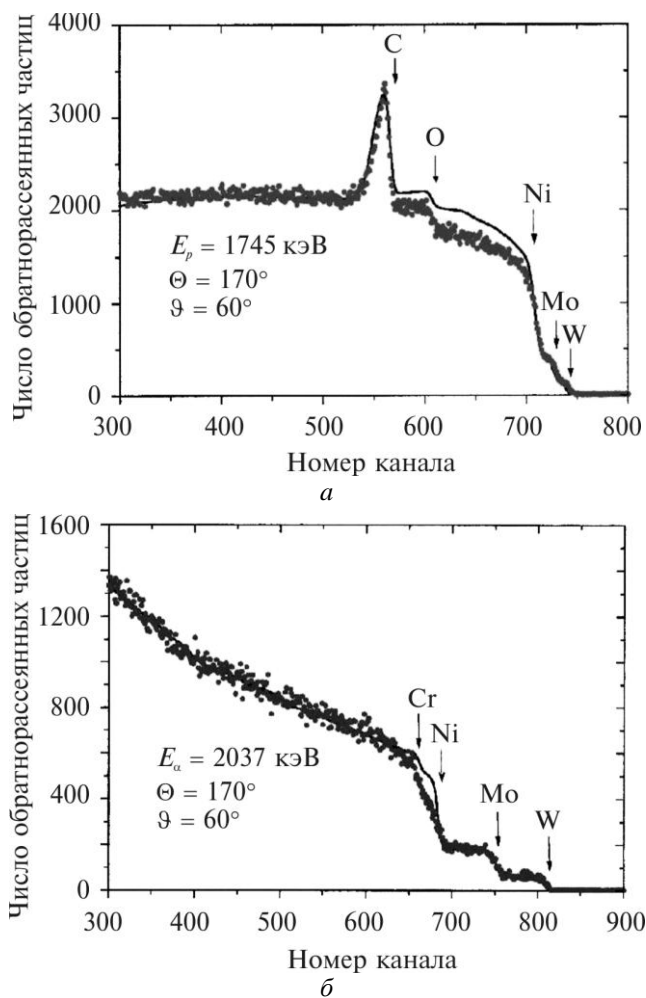


Рис. 27. Энергетические спектры покрытия полученного ИПО с вводом в плазму порошка Hastelloy: *a* — упругий резонанс на протонах $E_n = 1,737$ МэВ, $\Theta = 170^\circ$; $\varphi = 60^\circ$; *б* — резерфордское обратное рассеяние ионов H^+ $E_a = 2,037$ МэВ, $\Theta = 170^\circ$; $\varphi = 60^\circ$.

показал, что исследуемое покрытие имеет многофазную поликристаллическую структуру и состоит из α - Al_2O_3 , β - Al_2O_3 , γ - Al_2O_3 , δ - Al_2O_3 .

Кристаллиты α - Al_2O_3 с размером около 0,25 мкм имеют правильную огранку и не содержат дефектов. Другие фазы (β - Al_2O_3 , γ - Al_2O_3 , δ - Al_2O_3) представляют собой кристаллы с размерами 0,1–0,3 мкм. Внутри этих кристаллов наблюдается дефектная субструктура в виде отдельных дислокаций. Области покрытия, примыкающие к подложке, содержат переходный слой интерметаллида AlFe с размерами кристаллов 20–40 нм. В целом этот слой имеет высокую плотность дислокаций, обусловленную ударным воздействием плазменно-детонационной волны.

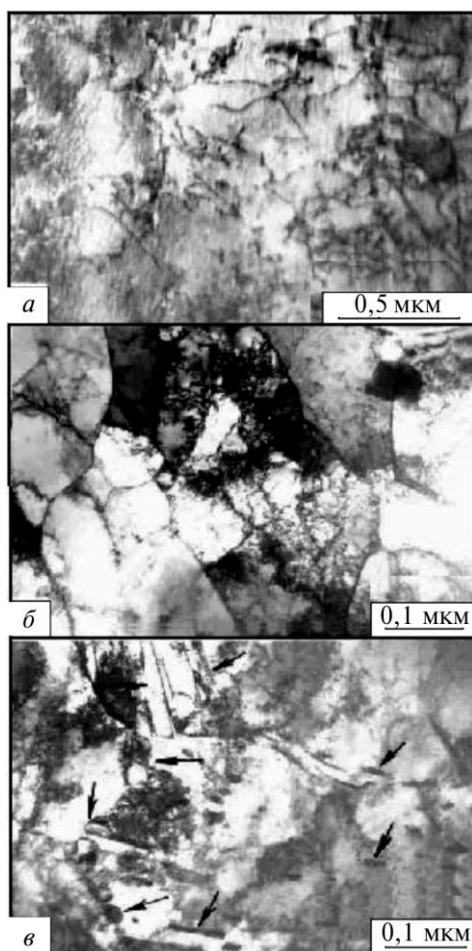


Рис. 28. ПЭМ изображение структуры покрытия из Hastelloy: *а* — структура основы, *б* — переходной слой, *в* — структура покрытия, стрелками указаны фрагменты покрытия.

Рентгеноструктурный анализ, дающий интегральную информацию о слое, толщиной в несколько микрон, также показал наличие α - и γ -фаз Al_2O_3 (рис. 37*в*), причем рассчитанное соотношение фаз оказалось следующим: $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ — 30%, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ — около 60%, остальное — β - и δ -фазы.

Анализ влияния фазового состава на физико-химические и механические характеристики импульсно-плазменного покрытия из оксида алюминия показывает, что повышение содержания устойчивой γ -фазы, а также других (метастабильных) фаз снижает твердость, износостойкость и коррозионную стойкость покрытия. Однако при этом повышается их сцепление с основой и увеличивается плотность самого покрытия. Вместе с тем известно [32, 33], что полиморфное превращение $\gamma \leftrightarrow \alpha$ в Al_2O_3 при нагреве в интервале температур 1050–1300°C связано со значительным изменением объема. Это может приводить к растрескиванию покрытия и отслаиванию его от подложки в том случае, если в двухфазном покрытии γ -фаза превышает 80% или покрытие имеет толщину более 0,3 мм. В данном случае, как показали авторы, наличие нескольких фаз создает градиент релаксирующих напря-

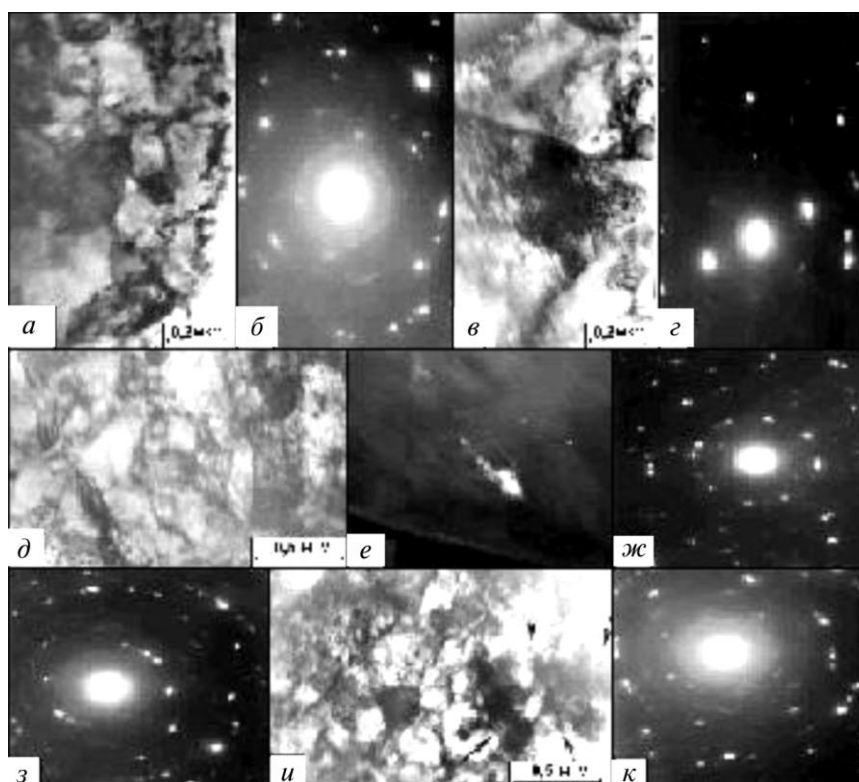


Рис. 29. ПЭМ изображения структуры стали с покрытием из порошка Hastelloy: *а, в, д, и* — светлопольные изображения; *е* — темное поле в рефлексе [011] $\alpha\text{-MoC}_{0.54}\text{Sn}$; *б, г, ж, з, к* — микроэлектроннограмма.

жений, препятствующих образованию трещин в покрытии.

Средняя плотность полученных импульсно-плазменных покрытий была равна $3,90 \text{ г/см}^3$, что немного ниже величины плотности $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, плотность которой, согласно литературным данным [31, 67], составляет $3,98 \text{ г/см}^3$. В то же время максимальная твердость покрытия, полученного импульсно-плазменным способом, достигала значения $1,98 \text{ ГПа}$, а теплопроводность — $38 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$, что по величине близко соответствующим значениям для $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ [31, 67].

Таким образом, применение импульсной плазменной технологии для напыления покрытий из Al_2O_3 позволяет получать плотные многофазовые покрытия, которые имеют хорошую адгезию с подложкой (за счет демпфи-

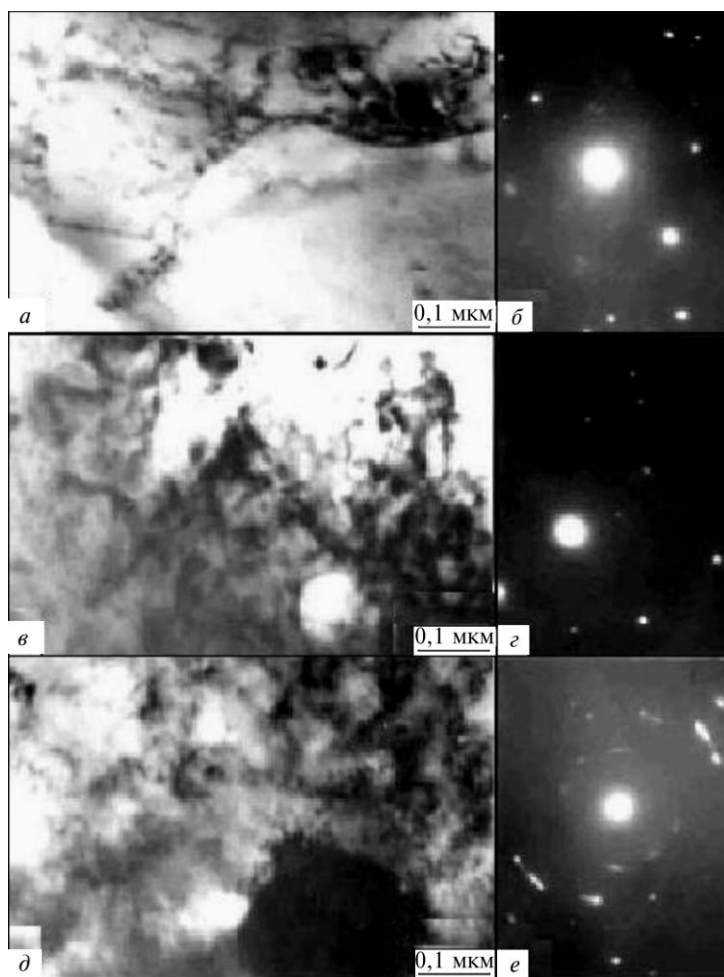


Рис. 30. ПЭМ изображение структуры покрытия: *a, в, д* — светлое поле, *з* — темное поле в рефлексе $[002] \gamma$; *б, з, е* — микроэлектронограмма.

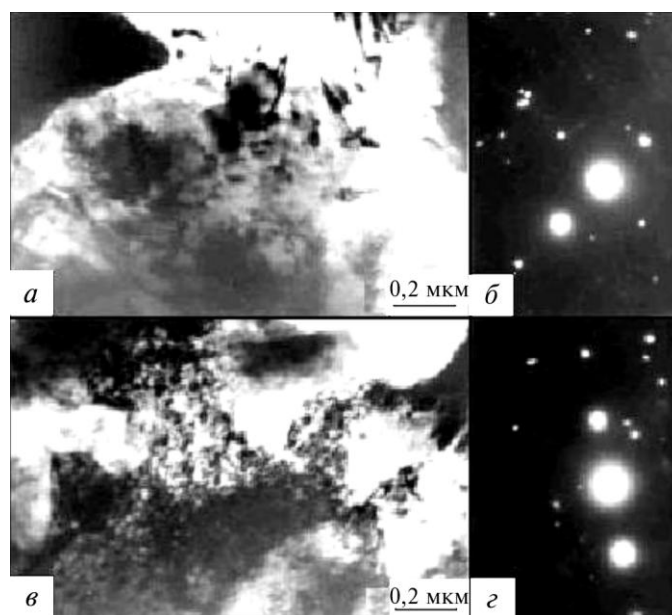


Рис. 31. ПЭМ изображение структуры покрытия мартенсита $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения *a, в* — световое поле; *б, з* — микроэлектроннограмма.

рующих низкотемпературной устойчивой и метастабильных модификаций) и высокие физико-механические свойства (за счет высокого содержания α -фазы).

5.2. Покрытия из твёрдого сплава WC-Co

Одним из наиболее распространенным в технике является покрытие из твердого сплава на основе карбидов вольфрама. Мы провели исследование ИПО с вводом порошка WC 98%, Co 12%. В плазму вводили углеродосодержащий газ. На рис. 38 представлен энергетический спектр резерфордского обратного рассеяния (RBS) ионов He^+ , измеренный для покрытия из карбида вольфрама. Как видно из спектра, обнаружены пики вольфрама, кислорода и стрелкой обозначена кинематическая граница Co. В поверхностном слое толщиной до 2,8 мкм содержание Co, W, C, O находится в следующих отношениях: WC_{89} ; Co_8 ; C_2 ; O_2 . Обращает на себя внимание то, что на поверхности покрытия концентрация вольфрама очень мала, около 1 ат.%, а концентрация углерода достигает 30 ат.%. Как известно из работ [68, 69], при нанесении карбида вольфрама высокоскоростным газовым пламенем (HVOE) и высокоскоростной плазменной струей (НЕР) в покрытии происходит увеличение процентного содержания вольфрама до 84,38 и до 87,98%, соответственно. Возможна даже частичная аморфизация слож-

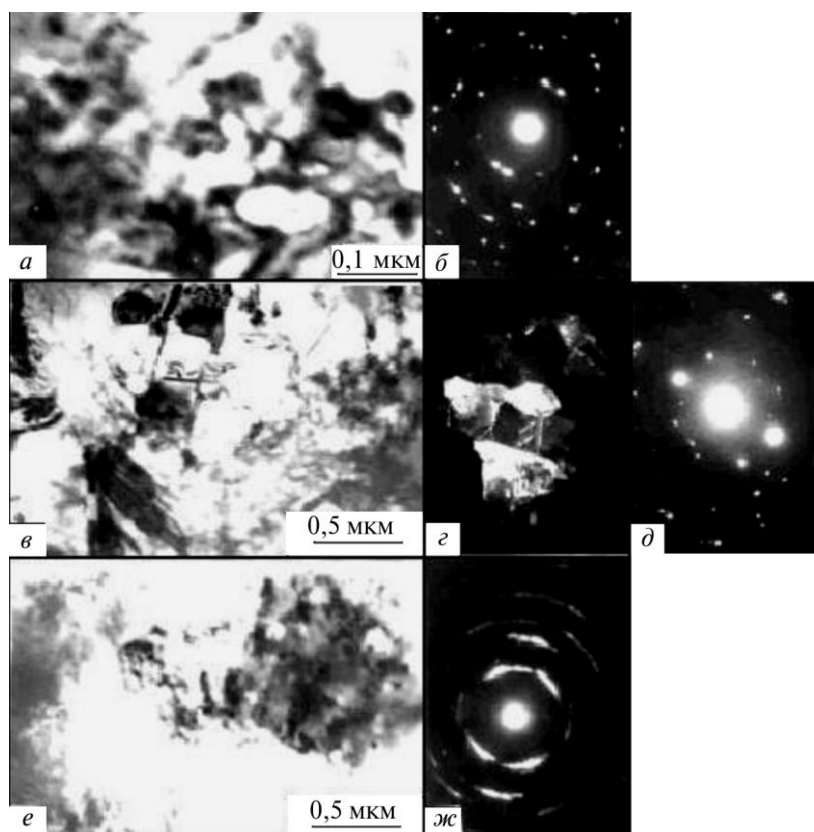


Рис. 32. ПЭМ изображения поверхностного слоя покрытия *a, в, е* — светлые поля, *г* — темные поля в рефлексе $[311] \text{Fe}_3\text{O}_4$; *б, д, ж* — микроэлектронграмма.

ных фаз, расположенных по границам зерен карбида и кобальта [69]. Изменилось и содержание кобальта до 12,98 (при НВОЕ) и 9,22% (НЕР). Уменьшилась концентрация углерода от 4,09 в исходном порошке до 2,5 (НВОЕ) и 2,52% (НЕР). В нашем случае, основу покрытия составляют те фазы, большинство из которых присутствовало в исходном порошке, однако имелись также другие фазы, образованные высокоскоростной закалкой.

Фазовый анализ, проведенный с помощью установки ДРОН-3 (CuK_α) показывает, что основной фазой покрытия является WC с ГПУ-решеткой (гексагональной плотноупакованной). О наличии других фаз судим по рефлексам в интервале от 27 до 87°C (рис. 39). В этом интервале имеет место перекрытие ряда линий, что затрудняет фазовый анализ. Рассчитанные межплоскостные расстояния по рефлексам, которые удалось выделить, позволяют говорить о наличии в покрытии следующих фаз: W_2C , Co_7W_6 , Co_3W , W и Co. Сложные фазы в межкуристаллитном пространстве могут иметь аморфное состояние, что согласуется с работой [8, 9]. Это состояние объяс-

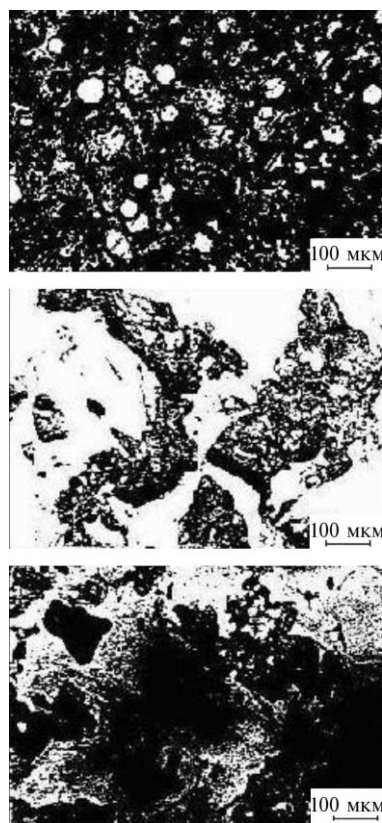


Рис. 33. Поперечный и косой шлиф в месте стыка покрытия из Hastelloy и подложки из стали SS-400: *a* — поперечный, *б, в* — косой шлиф под углом 3° темный контраст покрытия; светлый — сталь SS-400.

няется высокотемпературным циклом при формировании покрытия.

Структурно-фазовый анализ металлокерамического покрытия (WC–Co), проведенный с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ) с дифракцией, показал, что структура покрытия поликристаллическая, представленная кристаллитами WC с гексагональной решеткой, кристаллитами α - и β -Co и WC с кубической решеткой (рис. 40). Средний размер кристаллов WC с ГПУ-решеткой составляет 0,15 мкм, а кобальта — порядка 25 нм. По границам кристаллитов наблюдаются частицы фаз W_3Co_3C размером около 15 нм. Внутри кристаллитов WC с кубической решеткой наблюдается дислокационная субструктура.

На рис. 41 приведена фотография поперечного шлифа покрытия из WC–Co с отпечатками от алмазной пирамидки твердомера (шкала 1–200 мкм). Как видно из фотографии, в покрытии имеются участки, которые значительно отличаются по твердости (от $8 \cdot 10^3$ до $1,3 \cdot 10^4$ Н/мм²). Адгезию покрытия к основе изделия определяли на образцах, которые были изготовле-

ны из меди М-ОО. Проводили около 10 измерений методом скрайбирования алмазной пирамидкой по поверхности. Прочность сцепления определяли по формуле $H_u = 4P/b^2$, где P — нагрузка, b — ширина канавки. Измерения показали, что среднее значение адгезии составляет около 250 МПа, минимальное значение 210 МПа/мм², максимальное значение достигает 280 МПа.

Полученные результаты подтверждают возможность получения качественных покрытий на поверхности рельефа без окисления подложки и межкристаллитных границ. Высокоэнергетическая струя плазмы обеспечивает (интенсифицирует) диффузионные процессы во внутренние слои рельефа поверхности и дробление кристаллитов покрытия и подложки до наноуровня.

6. ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИПО

6.1. Взаимодействие импульсной плазмы с поверхностью

Практическое использование ИПО осуществлялось на базе устройств, где для эффективного формирования мощных плазменных струй использовали нестационарные детонационные режимы горения горючих газовых смесей [92]. Энергетические характеристики плазменных струй на выходе из плазмотрона имеют линейную зависимость от напряженности электрического поля и длины межэлектродного зазора (рис. 42). При длине межэлектродного зазора $L = 200$ мм и напряженности электрического поля 400 кВ/м плаз-

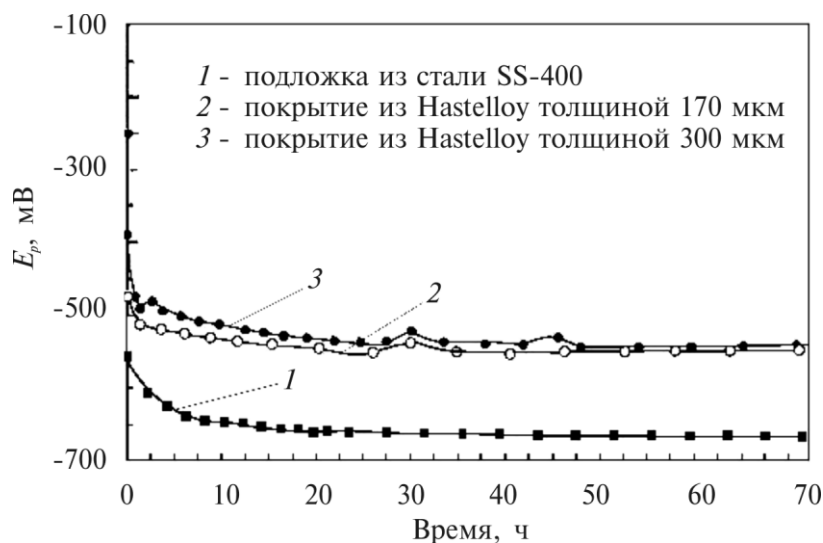


Рис. 34. Потенциал коррозии покрытия из порошка Hastelloy, нанесенного ИПО на подложку из стали SS-400.

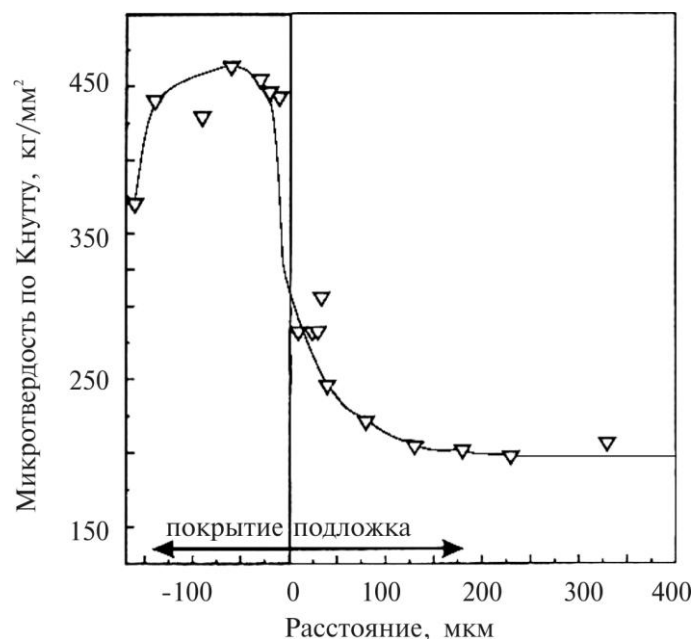


Рис. 35. Микротвердость покрытия Hastelloy и приповерхностного слоя подложки из стали SS-400.

менная струя может иметь температуру 15000 К, а скорость 5 км/с.

Проводилось экспериментальное определение характеристик плазменной струи (рис. 43) на промышленном плазмотроне с длиной межэлектродного зазора 200 мм. Изучение скоростных фоторазверток плазменных струй позволяет заметить в них наличие скачков уплотнения и периодической структуры. Замеры начального диаметра струи (диаметра сопла генератора) и расстояния до первого скачка уплотнения позволяют рассчитать скорость струи. На фоторазвертке заметно, что первый скачок, практически состоит из двух скачков, что объясняется неравномерностью плазменной струи, которая состоит из струй имеющих различную скорость. Оценку скорости струи V проводили по формуле [88]:

$$L_w = 1,3d_a \sqrt{M^2 - 1} \quad (6.1),$$

Перепишем (6.1) в виде:

$$V = \sqrt{\left(\frac{L_w}{1,3d_a}\right)^2 + 1} \cdot a_0 \quad (6.2),$$

где $d_a = 0,027$ м — диаметр сопла плазмотрона; $M = V/a_0$ — число Маха; $L_{w1} = 70$ мм, а $L_{w2} = 90$ мм — длины волны периодической структуры, изображение которой получено при помощи скоростной фотосъемки (см. рис. 43).

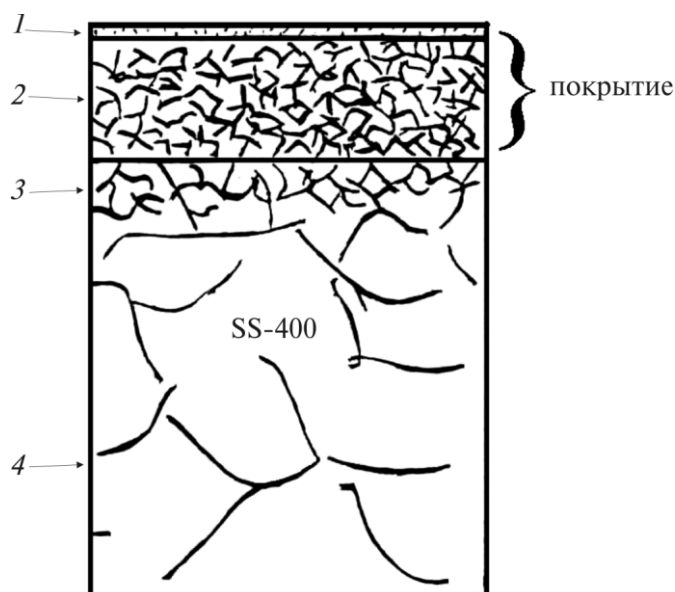


Рис. 36. Схема строения слоя покрытия и подложки: 1 — окисный слой на поверхности покрытия; 2 — основной слой покрытия; 3 — модифицированный слой основы в зоне контакта с покрытием (высокая плотность дислокаций, субзеренная структура); 4 — основа.

Скорость звука a_0 определим по формуле:

$$a_0 = \sqrt{\gamma RT}, \quad (6.3)$$

где в нашем случае: $\gamma = 1,3$ — постоянная адиабаты, $R = 300$ Дж/(кг·К) — газовая постоянная, $T = 15000$ К — температура струи.

Подставив (6.3) в (6.2), получим $V_1 = 5,4$ км/с, а $V_2 = 6,7$ км/с, что согласуется с теоретически полученными данными.

Картина взаимодействия плазменной струи с преградой характеризуется наличием плазменной струи 1 и области ударно-сжатого слоя (УСС) 2, что является достаточно типичным (рис. 44).

После пробоя УСС электрический ток будет течь по плазменной струе от электрода в плазмотроне к поверхности обрабатываемого изделия (см. рис. 2). Плотность электрического тока в плазменной струе составляет $J = (1-7) \cdot 10^3$ А/см², температура $T = 15000-30000$ К. Тепловой поток в изделие зависит от плотности электрического тока и изменяется в диапазоне $q = (0,1-5) \cdot 10^6$ Вт/см². Оценку тепловых потоков проводили на основе теоретического анализа нестационарного уравнения теплопроводности по толщине закаленных слоев сталей мартенситного класса [18].

Эксперименты по замеру временного изменения электрического тока в межэлектродном зазоре, а так же тока между центральным электродом и

поверхностью изделия проводили с использованием поясов Роговского по известной методике.

На рис. 45 показано изменение тока при формировании плазменного импульса и при взаимодействии его с поверхностью изделия. Эксперимент проводили при следующих характеристиках: $C = 1000$ мкФ, $U_{\text{зар}} = 3500$ В, $H = 70$ мм, $L = 3 \cdot 10^{-5}$ Гн. Анализ временного распределения токов показывает, что ударно сжатый слой (УСС), который образуется при натекании плазменной струи на поверхность изделия имеет электрическое сопротивление гораздо выше, чем сопротивление разрядного промежутка между коаксиальными электродами. Замеры показали, что пробой УСС происходит

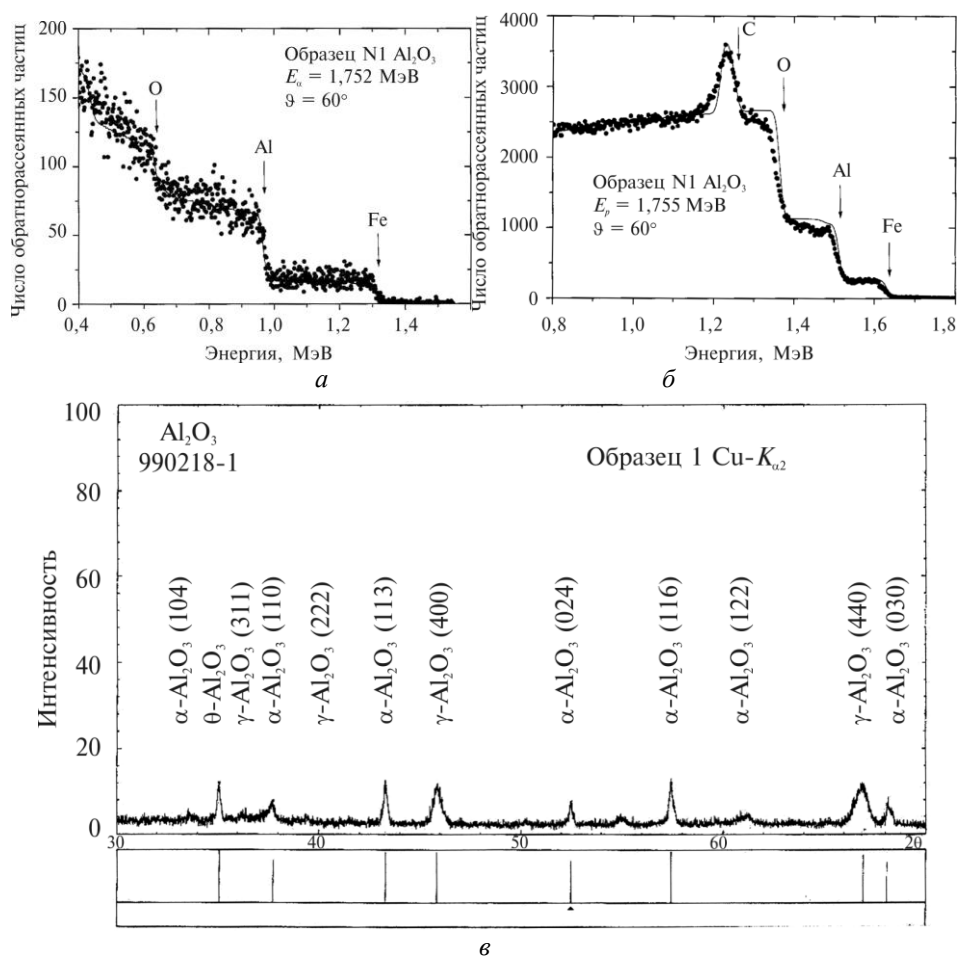


Рис. 37. Энергетические спектры, полученные методами РОР ионов He^+ (а) и упругого резонанса на протонах (б), а также рентгеновская дифрактограмма (в) покрытия Al_2O_3 полученного ИПО.

только через 1,2 мс. За это время успевают пройти перезарядка конденсаторов и расходимый электрод 5 будет являться катодом в течение 0,2 мс, а затем снова анодом в течение 0,4–0,6 мс. В зависимости от емкости конденсаторов и расстояния от электрода-анода в плазмотроне до модифицируемой поверхности — катода можно иметь различные токовые (3–20 кА) и временные (1–3 мс) параметры воздействия.

Экспериментальные работы показали, что поверхность изделия испытывает в первый момент упруго-деформационное взаимодействие с ударной волной и импульсной струей плазмы, затем при пробое УСС поверхность подвергается воздействию электрического тока. Амплитудное значение тока могут быть в пределах до 20 кА. При амплитуде тока 5 кА образуется импульсное магнитное поле напряженностью до 2000 Э. В дальнейшем, в течение 3–5 мс, на поверхность натекают продукты сгорания и эрозии электродов.

В результате импульсно-плазменной обработки изделий из сплава на основе железа формируется упрочненный легированный слой (рис. 46–48). Наличие видимых дефектов в слое зависит от состава плазмы и количества импульсов обработки. Например, после обработки плазмой с повышенным содержанием кислорода $\alpha > 1$ в слое видны включения оксидов (рис. 47). После точно такой же обработки, но $\alpha < 0,8$, окислов не видно (рис. 46). Здесь $\alpha = \chi/\chi^0$ — коэффициент избытка окислителя, $\chi^0 = \nu(\text{O}_2)/\nu(\text{C}_n\text{H}_m)$ — молярный стехиометрический коэффициент, χ — действительное соотношение компонентов. Для смеси кислород–пропан $\chi^0 = 5$. Упрочненный слой имеет большую толщину и равномерность после многократной (5 импуль-

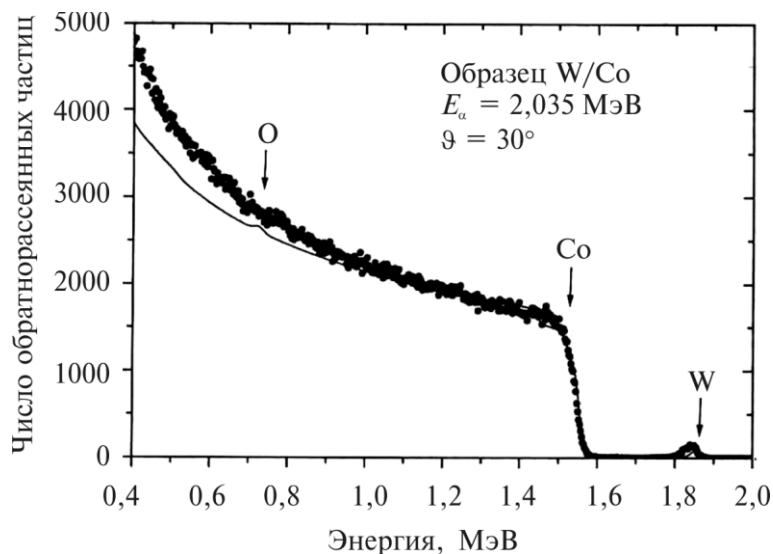


Рис. 38. Спектр обратного рассеяния ионов гелия, полученный с помощью RBS на покрытии из твердого сплава WC–Co, полученного ИПО.

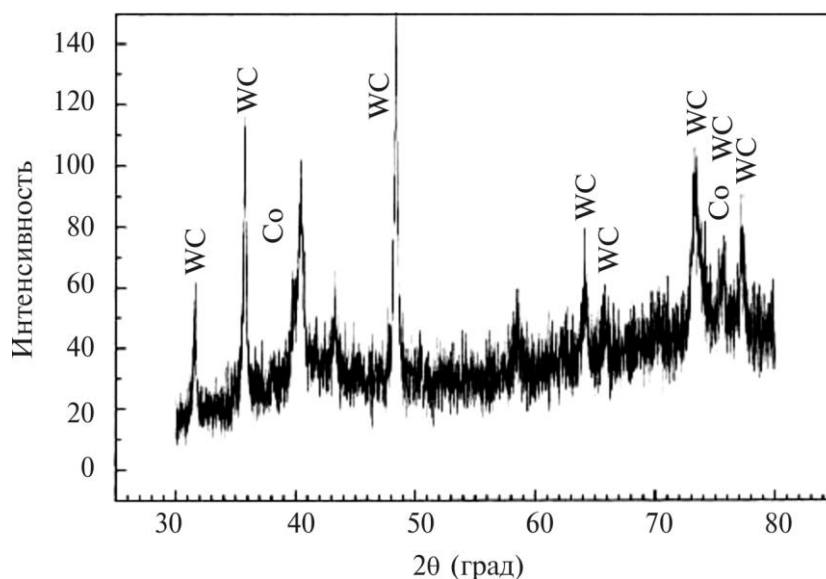


Рис. 39. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм, измеренные на образцах покрытием из WC-Co, полученного ИПО.

сов) импульсно-плазменной обработки (рис. 48).

Наибольшая твердость упрочненного слоя на образцах из стали У-8, предварительно прошедших закалку и высокий отпуск, была достигнута при использовании электродов из вольфрама и молибдена (см. рис. 18б). Обработка осуществлялась без плавления поверхности, удельная мощность струи составляла 10^6 Вт/см². Микротвердость измеряли на поперечных шлифах при помощи твердомера ПМТ-3. Для измерений использовали алмазную пирамидку Кнупа. Нагрузка на пирамидку составляла $P = 100$ г. Что характерно, что твердость поверхностного слоя на углеродистой стали, только после высокоэнергетической термической обработки (лазерной) составляет 8 ГПа, а после ИПО — 18 ГПа (см. рис. 18а).

Результаты исследования образцов из стали У8А, выполненных на микроскопе «Neoprot-2» и сканирующем электронном микроскопе Т-20 показывают, что приповерхностный слой характеризуется наличием большого количества белых глобулярных образований размером до 3,5 мкм. Рентгенограммы от поверхности образцов из стали У-8 и конструкционных сталей, обработанных на одних и тех же режимах, демонстрируют одинаковый фазовый состав. В оже-спектрах от поверхности обработанной стали наблюдается высокая интенсивность пиков углерода, титана и азота, заметно слабее интенсивность пиков железа, а темные пятна на поверхности состоят почти целиком из углерода.

Рентгенофазовый анализ упрочненных импульсной плазмой поверхностных слоев образцов из углеродистых сталей фиксирует уширение линий α -

Fe и появление линий остаточного аустенита Fe. Увеличение числа импульсов влечет за собой дальнейшее уширение линий α -Fe при уменьшении их интенсивности, а также увеличение относительной интенсивности линий γ -Fe.

Судя по отношению интенсивностей линий остаточного аустенита и феррита, количество аустенита при одном и том же режиме обработки наибольшее в случае использования электрода из вольфрама. Рентгеноспек-

WC-Co

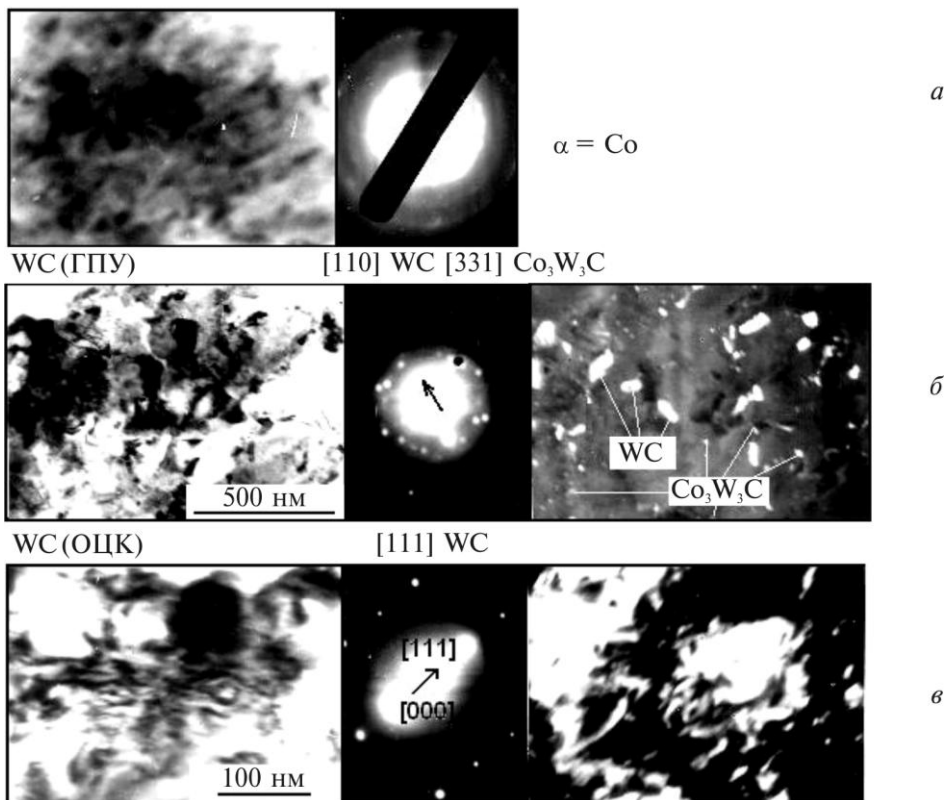


Рис. 40. Электронно-микроскопические фотографии покрытия WC-Co, полученные с помощью ТЕМ с дифракцией: *a* — морфологии поликристаллов кобальта, со средним размером около 25 нм, дифракция локальных участков с поликристаллами Co; *б* — морфология участков карбида вольфрама (WC) гранецентрированная плотноупакованная решетка, средний размер кристаллитов 0,15 мкм, по границам зерен наблюдаются наночастицы фазы W_3Co_3C со средним размером ≈ 15 нм, дифракция локальных участков карбида WC и W_3Co_3C ; *в* — морфология участков с карбидом вольфрама (WC) кубической решетки, внутри кристаллитов наблюдается дислокационная субструктура, темнопольное и светлопольное изображение, дифракция локальных участков покрытия с присутствием кубического карбида вольфрама.

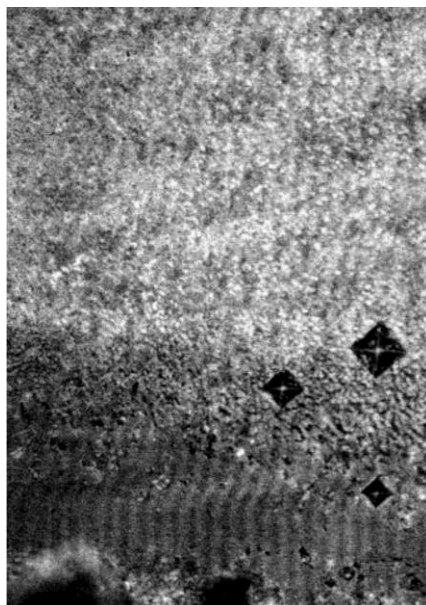


Рис. 41. Фотография поперечного шлифа покрытия WC–Co и медной подложки.

тральные исследования показали, что материал расходуемого электрода проникает в упрочненный слой изделия. Например, при использовании расходуемого электрода из титана, он обнаружен в упрочненном слое на глубине до 20 мкм [84].

Определение величины массопереноса легких элементов проводили методами оже-спектроскопии. Образцы изготавливали из инструментальной стали 9ХС (0,93%–С; 1,4%–Si; 1,1%–Cr; 0,35%–Ni; 0,4%–Mn; 0,03%–S; 0,03%–P). Результаты исследования по азоту приведены на рис. 49. Концентрационное распределение элементов по толщине слоя исследовали на установке LAS-2000 на косых шлифах под углом 8° к поверхности. Результаты измерения усредняли полиномом пятой степени путем нахождения минимума целевой функции (среднеквадратичного отклонения) в среде MathCAD 7 Professional на ЭВМ.

Эксперименты показали, что при воздействии на поверхность изделия 30-ю плазменными импульсами ($\tau_{им} = 0,6$ мс), концентрация азота на глубине 20 мкм составляет до 3,2 ат.%. Подобное распределение концентраций элементов достижимо при термической диффузии, если коэффициент массопереноса будет иметь величину порядка $D = 10^{-4} - 10^{-5}$ см²/с.

Оже-спектроскопические исследования показали, что после импульсно-плазменной обработки валков из чугуна, в зависимости от состава используемого электрода на поверхности изделия формируется слой, содержащий молибден, вольфрам, хром, титан, углерод, железо, кислород и другие легирующие элементы. В глубине, под упрочненным слоем, имеется также мо-

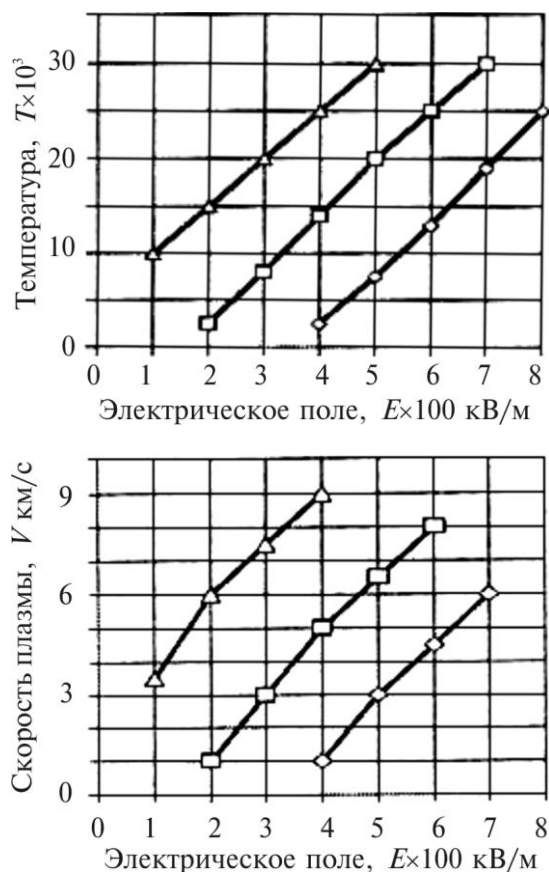


Рис. 42. Температура T и скорость V импульсной плазмы в зависимости от значений напряженности электрического поля E для длин плазмотронов: \triangle — $L = 300$ мм; \square — $L = 200$ мм; \diamond — $L = 100$ мм.

либден и углерод. Структура расплавленного слоя чугуна мелкокристаллическая игольчатая, характеризуется наличием глобул материала электрода. Микротвердость в слое на глубине 80–100 мкм составляет 10–14 ГПа.

6.2. Опыт внедрения технологии

Поверхности инструмента эксплуатируются в условиях высоких контактных нагрузок, температуры и активных сред. Вследствие этого, представляет особый интерес исследование эффективности модифицирования рабочих поверхностей инструмента. Высокие эксплуатационные свойства сплавов, применяемых для изготовления инструмента, обеспечиваются за счет легирования их вольфрамом, молибденом, ванадием и хромом.

Известно, что штампы для горячего деформирования деталей машин из-

готовавливают из сплавов, которые содержат 2–6% W (типа 4ХНВ, 4Х5В2ФС); 6–9% W (типа 3Х2В8Ф); и сплавов, которые содержат 12–18% W. Молибден улучшает вязкость, не снижая теплостойкости, повышает стойкость поверхности к разгару. Молибденовые сплавы (5–6% Мо) очень чувствительны к обезуглероживанию, поэтому при поверхностном легировании сплавов, наравне с использованием расходуемого молибденового электрода, в качестве плазмообразующего газа необходимо использовать горючую смесь с коэффициентом избытка горючего газа ($\alpha < 0,7$) [90–93].

Импульсно-плазменную обработку изделий из быстрорежущих сплавов Р9М5, Р9М4К8Ф, Р10К5Ф5, Р12Ф5М, Р12Ф2К8М3, необходимо осуществлять без плавления поверхности. При таком режиме обработки работоспособность инструмента возрастает в 3–5 раз.

Экспериментальные работы показали, что максимальная микротвердость поверхностного слоя получена при ИПО плазмой, содержащей пары вольфрама или молибдена, а также при избытке в плазме азота и углерода. Помимо вышеперечисленных технологических параметров на значение микротвердости влияют так же количество воздействия плазменных импульсов. Увеличение числа импульсов приводит к увеличению толщины упрочненного слоя и его равномерности.

Тенденция к росту эффективности упрочнения при возрастании атомного номера материала электрода особенно четко прослеживается на стали с

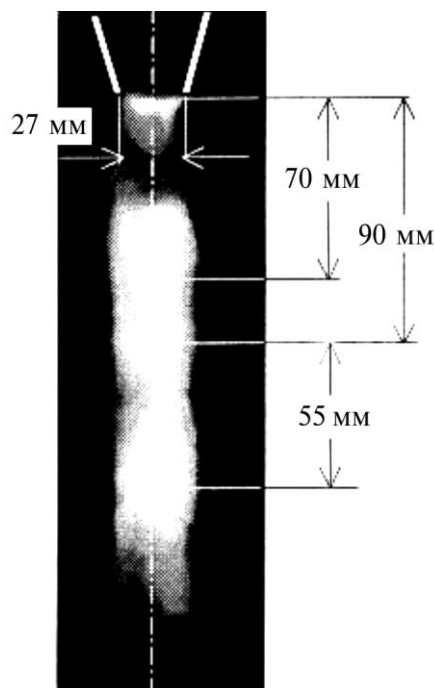


Рис. 43. Импульсная плазменная струя свободно выходящая из сопла плазмотрона.

содержанием углерода до 0,8%. При использовании в качестве электродов молибдена и вольфрама твердость упрочненной поверхности выше, чем в случае применения электродов изготовленных из хрома и титана. Это объясняется как большими смещениями атомов основы при бомбардировке тяжелыми ионами плазменного пучка, так и большим упрочняющим эффектом при внедрении элементов в поверхность изделия.

Инструмент для штамповки допускает плавление поверхности, и технологические режимы обработки для различного вида пуансонов, матриц, штампов подбирались с минимальной плотностью мощности, достаточной для нагрева поверхности до плавления. При упрочнении использовали расходуемый электрод из вольфрама, плазмообразующий газ содержал избыток пропана ($\alpha = 0,7$). Обработка осуществлялась с трехкратным воздействием импульсной плазмы на упрочняемую поверхность. Для упрочнения металлорежущего инструмента: метчиков, плашек, протяжек подбирались плотность мощности не достаточная для плавления режущих кромок. Использовали расходуемый электрод из молибдена, плазмообразующий газ содержал избыток пропана и азота ($\alpha = 0,6$). Обработка фрез, сверл, резцов и т. д. проводилась с использованием электрода из титана. Обработка осуществлялась с 5–10-кратным воздействием импульсов плазмы на упрочняемую поверхность.

Для ИПО инструмента была проведена модернизация фрезерного станка 9 (рис. 50) [94]. Вместо вертикального шпинделя станка закреплена траверса с импульсным плазмотроном 6. Изделие 7 перемещается столом 8. Импульсный плазменный поток формируется между выходным соплом плазмотрона 6 и изделием 7.

Конструкция плазмотрона предусматривает закрепление по его оси на изоляторах электрода-анода 3, который имеет сквозное осевое отверстие. В

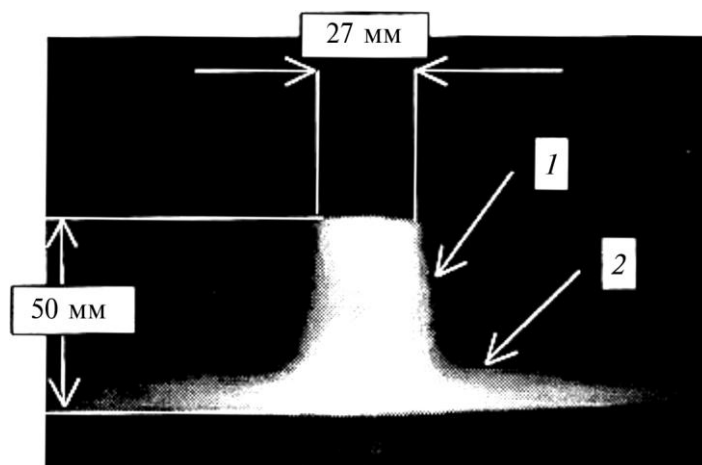


Рис. 44. Скоростная фотосъемка взаимодействия импульсной плазменной струи с преградой.

это отверстие подается расходуемый электрод в виде стержня или проволоки.

Электрический ток от блока питания 10 поступает к электродам по шинам 1 и 2 . Охлаждение плазмотрона осуществляется водой. Детонационный режим сгорания горючей газовой смеси инициируют в детонационной камере 5 , которая содержит жиклеры, форкамеру 4 , свечу зажигания и трубопроводы для подачи компонентов горючей смеси. Электрический ток от высоковольтного блока к аноду плазмотрона подключен через индуктивность 1 .

Оборудование для ИПТ (рис. 51) установлено в специализированном помещении, которое имеет двойные звукоизолирующие двери и смотровое окно. Помещение оснащено системами защиты от электромагнитного излучения, звука и приточно-вытяжной вентиляцией. Как правило, это типовые, известные решения. Управление установкой осуществляется дистанционно с пульта, размещенного в пультовой. Установка комплектуется плазмотроном 1 , стандартным манипулятором 2 , роботом 3 , преобразователем электрической энергии 4 и стандартным порошковым питателем 5 . Установка содержит газобаллонные системы подачи газов, пульта управления 6 и системы контроля за технологией 7 . Можно, использовать стандартные боксы 8 и системы для нейтрализации шума.

Управление установкой осуществляется дистанционно с пульта, который вынесен за пределы помещения. Установка предназначена для модифицирования рабочих поверхностей инструмента и деталей машин. Перед уп-

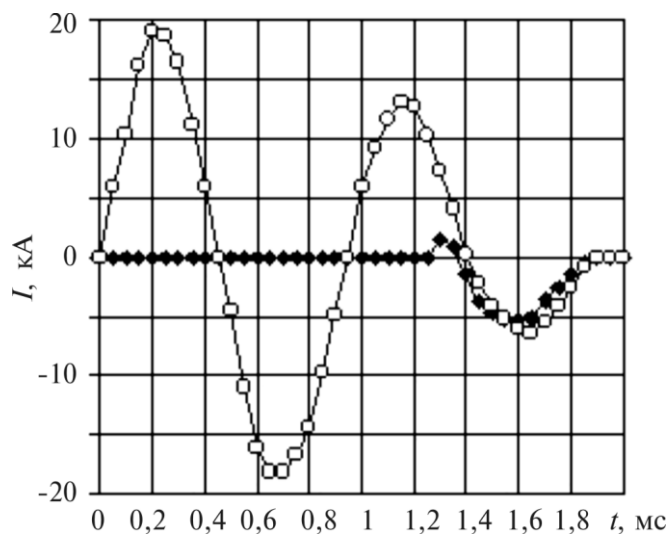


Рис. 45. Изменение тока во времени при формировании плазменного импульса — □ и при взаимодействии его с поверхностью изделия — ◆. Эксперимент проводили при следующих характеристиках: $C = 1000$ мкФ, $U_{зар} = 3500$ В, $H = 70$ мм, $L = 3 \cdot 10^{-5}$ Гн.

рочнением изделия проходили стандартную термическую и механическую обработку. Импульсную плазменную обработку применяли в качестве конечной операции. Упрочнению подвергали только рабочие поверхности изделий. Производительность упрочнения составляла до $0,5 \text{ м}^2$ поверхности в час, что, например, при пересчете на реальный инструмент составляет до 100 пуансонов в час. Перед упрочнением поверхность изделия не требует очистки или какой-либо другой подготовительной операции.

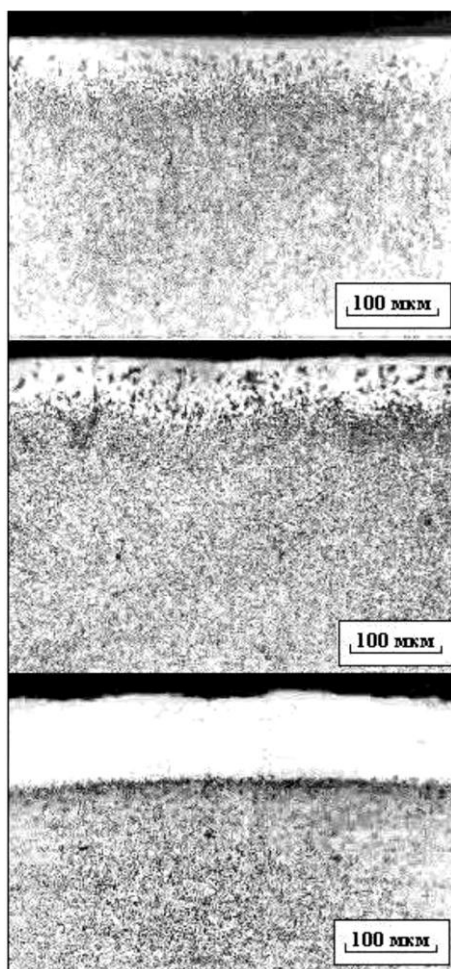


Рис. 46. Модифицированный слой на углеродистой стали У-8 после ИПО плазмой с пониженным содержанием кислорода $\alpha < 0,8$.

Рис. 47. Модифицированный слой на углеродистой стали У-8 после ИПО плазмой с повышенным содержанием кислорода $\alpha > 1$.

Рис. 48. Упрочненный слой на углеродистой стали после многократной ИПО (5 импульсов).

Промышленные испытания показали, что поверхностное модифицирование роликов и валков в металлургической промышленности снизило интенсивность износа и полностью исключило износ схватыванием. После обработки пильных дисков для трубного стана, изготовленных из быстрорежущей стали типа Р6М5, плазмой содержащей Ti были обнаружены в поверхностном слое линии нитрида титана. Работоспособность этих изделий увеличилась в 3–4 раза.

Промышленные испытания, упрочненных содержащей вольфрам плазмой, чугунных роликов проведенные при горячей прокатке показали, что интенсивность его износа снизилась в 4 раза.

Исследования сплавов на основе карбида вольфрама после упрочнения плазмой показали, что в них наблюдается развитие дифракционных линий, соответствующих фазе WC, и появление составляющих тройной фазы Co_6W_3C .

Были упрочнены партии фильер для калибровки проволоки диаметром 3,5 мм и прокатных шайб на диаметр сортового проката 6,5 мм. Эти изделия изготовлены из твердых сплавов на основе карбидов вольфрама (ВК-12, ВК-15, ВК-20). Промышленные испытания в условиях металлургического производства показали, что обработка импульсной плазмой повышает их работоспособность в 1,3–1,6 раз.

Например, нанесение на поверхности плит тонкого износостойкого покрытия на основе карбидов решает следующие проблемы: повышает в 2–4 раза работоспособность изнашиваемой поверхности (за счет высокой твердости и теплостойкости карбидов); снижает на 30–50% силы трения (за счет

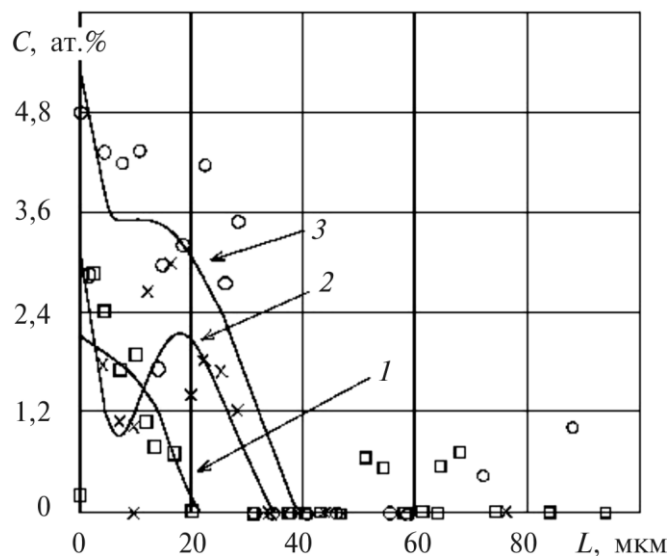


Рис. 49. Концентрационное распределение элементов по толщине обработанного слоя, полученного с помощью микроанализа на установке LAS-200.

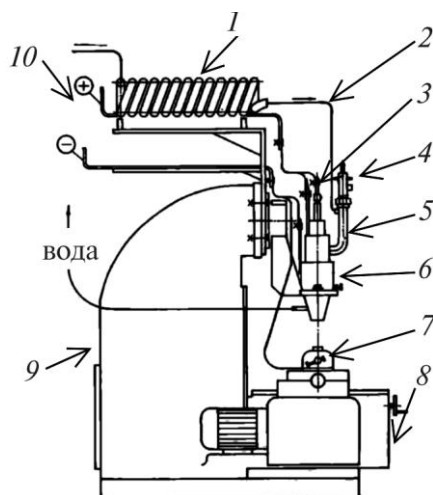


Рис. 50. Схема установки для обработки импульсной плазменной струей.

исключения износа схватыванием), что способствует уменьшению дефектов в поверхности слитка и повышению скорости вытягивания слитка.

Опыт промышленной эксплуатации установок для модифицирования рабочих поверхностей металлообрабатывающего инструмента показал, что его работоспособность повысилась в 2...5 раз.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Мы рассмотрели одно из современных и перспективных направлений техники — комплексное модифицирование свойств поверхности изделий. При этом было выдвинута концепция совмещения оптимизации поверхностных

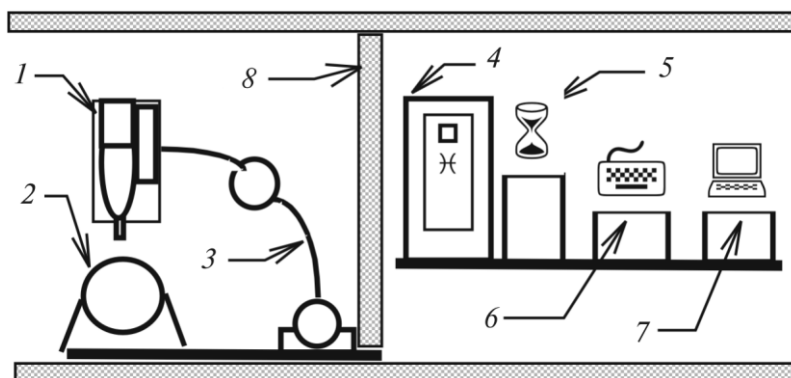


Рис. 51. Схематическое изображение участка для ИПО.

свойств изделий, обеспечивающих оптимальные характеристики шероховатости поверхности и модифицирование поверхностных слоев металлических сплавов.

Исследования и опыт промышленного использования показали, что только за счет создания неровностей с оптимальными параметрами снижаются потери на трение и повышается износостойкость поверхностей изделий в 2–3 раза.

Более подробно в обзоре были рассмотрены физические аспекты модификации свойств поверхности импульсной плазмой с вводом в плазму легирующих элементов и порошковых сплавов. Модификация поверхности, под воздействием скоростных импульсных плазменных струй, сопровождалась дополнительным воздействием акустического и электромагнитного поля.

Экспериментальные работы и расчеты подтверждают, что обработка поверхности изделия импульсной плазмой, содержащей легирующие элементы, сопровождается комплексным (тепловым, электромагнитным, деформационным) импульсным воздействием. Это ускоряет на три порядка массоперенос элементов из плазмы в глубь упрочняемого изделия, что обеспечивает легирование поверхности составляющими плазмы и ее упрочнение. Ввод легирующих элементов в плазму осуществляется в виде продуктов эрозии металлического электрода (стержня) или порошка, а также в виде газа (пропан, азот).

Ввод в плазменную струю порошков обеспечивает формирование на поверхности изделий высококачественных покрытий.

Импульсно-плазменная технология относится к ресурсосберегающим, что обусловлено низким расходом легирующих элементов и электрической энергии в сочетании с высокой производительностью. Технология позволяет обрабатывать (нагревать) только рабочие поверхности, что решает проблемы повышения износостойкости без изменения структурного состояния материала всего изделия.

Промышленное внедрение ИПО показало, что разработанные технологии повышают работоспособность: дисковых ножей в 2–4 раза, пил в 3–4 раза, валков и роликов в 1,5–2 раза, ножей для рубки проката в 5 раз. После ИПО обработки изделий, фильер для калибровки проволоки диаметром 3,5 мм и прокатных шайб, изготовленных из твердых сплавов на основе карбидов вольфрама (ВК-8 и ВК-15, соответственно) их работоспособность увеличилась в 1,3–1,6 раз.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа частично финансировалась по проектам № 1472 УНТЦ, 2М-076/2000 и 2М-145/2001 Министерства образования и науки Украины.

Авторы считают своим приятным долгом поблагодарить сотрудников Сумского института модификации поверхности В. С. Кшнякина, М. В. Ильшенко, О. П. Кульментьеву, О. П. Колисниченко за плодотворную дискус-

сию, без которой не был бы написан этот обзор.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Л. В. Келдыш, *Труды международной конференции по физике полупроводников* (Москва: 1968), с. 1307.
2. В. С. Коваленко, *Обработка материалов импульсным излучением лазеров* (Киев: Вища школа: 1977).
3. R. В Oswald, *IEEE Trans. Nucl. Sci.*, **NS-13**: 63 (1966).
4. B. Steverding et al., *J. Phys. D*, **4**: 54 (1971).
5. B. Steverding et al., *J. Appl. Phys.*, **43**: 3217 (1972).
6. R. T. Avery and D. Keefe, *IEEE Trans. Nucl. Sci.*, **NS-20**: 1010 (1973).
7. R. T. Avery and D. Keefe, *Proc. Intern. Conf. 'Electron Beam Research and Technology' (New Mexico, USA: 1975)*, vol. **11**, p. 61.
8. A. N. Valyaev, *Nucl. Instrum. Methods*, **141**: 555 (1998).
9. A. D. Pogrebnyak and Sh. M. Rusimov, *Phys. Lett. A*, **120**: 259 (1987).
10. A. D. Pogrebnyak et al., *Phys. Lett. A*, **123**: 410 (1987).
11. Y. Nakagava et al., *Japan J. Appl. Phys.*, **27**: L719 (1988).
12. Y. Nakagava et al., *Nucl. Instrum. Methods*, **39**: 603 (1989).
13. D. J. Rej et al., *Nucl. Instrum. Methods*, **127/128**: 987 (1997).
14. В. И. Итин и др., *Физика износостойкости поверхности металлов* (Ленинград: Наука: 1988), с. 119.
15. Ю. Ф. Иванов, С. В. Лыков, В. П. Ротштейн, *ФХОМ*, **5**: 62 (1993).
16. K. Yatsui et al., *Proc. 10th Intern. Conf. 'High Power Particle Beams' (San-Diego, USA: 1994)*, p. 27.
17. H. A. Davis et al., *MRS Bulletin*, **21**: 58 (1996).
18. H. A. Davis et al., *Mater. Chem. Phys.*, **54**: 213 (1998).
19. Л. И. Рудаков, В. А. Демидов, В. С. Углов, *ФХОМ*, **4**: 11 (1989).
20. V. I. Engelko, A. V. Lazarenko, and O. P. Pechersky, *Proc. 9th Intern. Conf. High Power Particle Beams (Washington: 1992)*, vol. **3**, p. 1035.
21. D. I. Proskurovsky et al., *Vac. Sci. Tech. A*, **16**: 2480 (1998).
22. V. I. Itin et al., *Proc. Intern. Conf. 'Energy Pulse and Particle Beams Modification of Materials' (Dresden, 1989)* (Berlin: Phys. Res.: 1990), vol. **13**, p. 331.
23. B. Steverding and S. H. Lehning, *J. Appl. Phys.*, **42**: 3231 (1971).
24. B. Steverding and S. H. Lehning, *J. Appl. Phys.*, **45**: 3507 (1974).
25. В. И. Бойко и др., *ФХОМ*, **1**: 29 (1992).
26. В. И. Бойко и др., *ФХОМ*, **5**: 28 (1993).
27. V. I. Voiko et al., *Phys. Status Solidi A*, **128**: 369 (1991).
28. В. И. Бойко, А. Н. Валяев, А. Д. Погребняк, *УФН*, **169**, вып. 11: 1243 (1999).
29. А. Н. Валяев, Н. Кишимото, А. Д. Погребняк, *Модификация свойств материалов и синтез тонких пленок при облучении интенсивными электронными ионными пучками* (Усть-Каменогорск: Восточно-Казахстанский технический университет: 2000), с. 345.
30. В. Л. Якушев, Б. А. Калинин, В. И. Польских, *Металлы*, № 4: 74 (1994).
31. Yu. N. Tyurin and A. D. Pogrebnyak, *Surf. and Coat. Tech.*, **111**: 269 (1999).
32. А. Д. Погребняк, Ю. Н. Тюрин, Ю. Ф. Иванов и др., *Письма в ЖТФ*, **26**, вып. 21: 53 (2000).
33. А. Д. Погребняк, М. В. Ильяшенко и др., *ЖТФ*, **71**, вып. 7: 111 (2001).
34. А. Д. Погребняк, Ю. Н. Тюрин, А. П. Кобзев, *Письма в ЖТФ*, **27**, вып. 15: 1 (2001).

35. А. Д. Погребняк, С. В. Соколов, В. С. Кшнякин, Ю. Н. Тюрин и др., *ФХОМ*, № 4: 47 (2001).
36. А. Д. Погребняк, О. П. Кульментьева и др., *Труды 6-й Международной конференции «Пленки и покрытия»* (Санкт-Петербург: Изд. СПбГТУ: 2001), с. 56.
37. Ю. Н. Тюрин, М. Л. Жадкевич и др., *Труды 6-й Международной конференции «Пленки и покрытия»* (Санкт-Петербург: Изд. СПбГТУ: 2001), с. 71.
38. А. Д. Погребняк, Ю. Н. Тюрин и др., *Труды 6-й Международной конференции «Пленки и покрытия»* (Санкт-Петербург: Изд. СПбГТУ: 2001), с. 82.
39. A. D. Pogrebnyak, M. P'yashenko, O. P. Kulment'eva et al., *Труды 6-й Международной конференции «Пленки и покрытия»* (Санкт-Петербург: Изд. СПбГТУ: 2001), с. 324.
40. A. D. Pogrebnyak, M. P'yashenko, O. P. Kulment'eva et al., *Vacuum*, **62**: 21 (2001).
41. А. Д. Погребняк, О. П. Кульментьева, Ю. Н. Тюрин, *II International Symposium NEET-2001: 'New Electrical and Electronic Technologies and Their Industrial Implantation' (K. Dolny, Poland, February 2001)*, P. 14–17, p. 119.
42. А. Д. Погребняк, С. В. Соколов, Е. А. Базиль, Ю. Н. Тюрин, *II International Symposium NEET-2001: 'New Electrical and Electronic Technologies and Their Industrial Implantation' (K. Dolny, Poland, February 2001)*, P. 14–17, p. 51.
43. А. Д. Погребняк, М. В. Ильяшенко и др., *Письма в ЖТФ*, **27**, вып. 17: 82 (2001).
44. A. D. Pogrebnyak, O. P. Kulment'eva, Yu. N. Tyurin, and O. V. Kolisnichenko, *Proc. Int. Conf. 'ISSP 2001'*.
45. A. D. Pogrebnyak, O. P. Kulment'eva, Yu. F. Ivanov, and Yu. N. Tyurin, *ISSP*, (2001).
46. T. P. Gavrilobko, Y. A. Nikolaev, and V. Y. Ulianitsky, *Proc. 15th Int. Thermal Spray Conf. (Nice, France, 1998)*, p. 1485.
47. M. L. Thorpe and H. J. Richter, *Proc. Thermal Spray: International Advances in Coatings Technology (Orlando, Florida, USA: 1992)*, p. 137.
48. H. Kreye, R. Schweitzker, and S. Zimmerman, *Proc. ASM Thermal Spray Society (1996)*, p. 450.
49. G. R. Heath and R. J. Dumola, *Proc. 15th Int. Thermal Spray Conf. (Nice, France, 1998)*, p. 1495.
50. M. Miyamoto, T. Sakutat, and M. Tago, *Proc. 15th Int. Thermal Spray Conf. (Nice, France, 1998)*, p. 1501.
51. J. R. Uglum, J. L. Vacon, D. G. Davis et al., *ASM Thermal Spray Society (1997)*, p. 373.
52. А. Д. Лебедев, Б. А. Урюков, *Импульсные ускорители плазмы высокого давления* (Новосибирск: 1990), с. 280.
53. R. V. Bhagat, M. F. Amatean, A. Papyrin et al., *ASM Thermal Spray Society (1997)*, p. 361.
54. Ю. А. Харламов, *Детонационно-газовые установки для нанесения покрытий* (Воронеж: 1998), с. 228.
55. А. И. Зверев, С. Ю. Шаривкер, Е. А. Астахов, *Детонационное нанесение покрытий* (Ленинград: Судостроение: 1979), с. 178.
56. А. П. Семенов, Ю. Л. Федько, А. И. Григоров, *Обзор НИИ машиностроения*, 167 (1977).
57. Ю. Н. Тюрин, *Способ детонационного нанесения*, А. с. СССР № 1045491 (1983).
58. К. А. Yuschenko, Y. S. Borisov, and Yu. N. Tyurin, *Method and Device for Plasma-Detonation Working of Metal Articles*, European pat. No. 0531527. Al.1991.
59. Ю. Н. Тюрин, А. Д. Погребняк, *Proc. PSE (2002)* (в печати).
60. В. А. Левин (Докт. дис.) (Москва: 1975).
61. D. H. Edwards and T. R. Lawrence, *Proc. Roy. Soc. Ser. A*, **286**: 415 (1965).
62. I. V. Helliwell, *J. Fluid Mech.*, **16**: 243 (1963).
63. Г. Д. Саламандра, *ФГВ*, **12**, № 2: 229 (1976).

64. Ю. А. Буренин, Г. А. Швецов, *ФГВ*, **13**, № 1 (1977).
65. Р. И. Солоухин, *ФГВ*, **13**: № 3 (1977).
66. Дж. Уизем, *Линейные и нелинейные волны* (Москва: Мир: 1977).
67. В. Д. Кальнер, А. К. Вернер, *МиТОМ*, № 4: 10 (1994).
68. Ю. М. Лахтин, *МиТОМ*, № 7: 6 (1993).
69. А. Ф. Беликова, А. М. Булаев, С. Н. Буранова и др., *ФХОМ*, № 9: 100 (1989).
70. *The Oxide Handbook* (Ed. G. Samsonov) (Moscow: Metallurgiya: 1978); idem, 2nd ed. (New York: Plenum: 1973).
71. А. Д. Лебедев, Б. А. Урюков, *Импульсные ускорители высокого давления* (Новосибирск: 1990), с. 210.
72. А. Д. Погребняк, М. В. Ильяшенко, В. С. Кшнякин, *Труды XII Международного совещания «Радиационная физика твердого тела»* (в печати).
73. Ю. Н. Тюрин, А. Д. Погребняк, О. В. Колисниченко и др., *ФХОМ*, **2**: 142 (2002).
74. A. D. Pogrebnyak and N. I. Shumakova, *Surf. and Coat. Tech.*, **122**: 183 (1999).
75. А. Н. Валяев, А. Д. Погребняк, С. В. Плотноков, *Радиационно-механические эффекты в твердых телах при облучении высокоэнергетическими импульсными электронными и ионными пучками*. (Алматы: Гылым: 1998).
76. А. М. Прохоров, *Физические принципы обработки материалов импульсной лазерной плазмой: Научные основы прогрессивной технологии* (Москва: Машиностроение: 1982).
77. В. А. Белянин, А. А. Жуков, А. Н. Кокура и др., *ФХОМ*, № 2: 115 (1967).
78. В. М. Андрияхин, М. М. Фишкис, *Лазеры и перспективы их применения в автомобилестроении* (Москва: НИИ Автопром: 1980).
79. Н. Н. Рыкалкин, А. А. Углов, А. Н. Кокора, *Лазерная обработка материалов* (Москва: Машиностроение: 1975).
80. F. Behr, C. Arndt, and E. Haberling, *Thyssen Edelstahl Techn.*, **16**: 106 (1990).
81. E. Lugscheider and B. C. Oberlander, *Sci. Rev.*, **88**, No. 5: 283 (1991).
82. A. Voss, J. Funken, M. Alunovic, H. Sung, and E. W. Kreutz, *Thin Solid Films*, **220**, No. 1–2: 116 (1992).
83. *Modelling of Laser Hard-Facing of Steels with Carbide Powder Injection (BRITE/EURAM Programme)* (Luxemburg: ООРЕС: 1990), p. 337.
84. М. В. Ильяшенко, В. С. Кшнякин, А. И. Олемской, А. Д. Погребняк, *ФТТ* (2002) (в печати).
85. Л. Фельдман, Д. Майер, *Основы анализа поверхности и тонких пленок* (Москва: Мир: 1989), с. 64, с. 343.
86. В. А. Гурьев, В. И. Тескер, *ФХОМ*, № 1: 14 (1996).
87. А. Н. Сафонов, *МиТОМ*, № 7: 2 (1997).
88. Л. К. Лещинский, С. С. Смотугин, И. И. Пирч, *Плазменное поверхностное упрочнение* (Киев: Техника: 1990), с. 109.
89. В. С. Коваленко, Л. Ф. Головка, В. С. Черненко, *Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера* (Киев: Техніка: 1990), с. 192.
90. C. Cordier-Robert, J. Grampon, and J. Focst, *Surface Engineering*, **14**, No. 5: 381 (1998).
91. Д. С. Герцирикен, В. Г. Костюченко, В. М. Тишкевич, В. М. Фальченко, *Доп. НАН України*, № 3 (1997).
92. Ю. Н. Тюрин, *Автоматическая сварка*, № 5: 13 (1999).
93. А. М. Лыков, В. Г. Почапаев, Ю. Г. Редькин, Е. С. Куминов, *ФХОМ*, № 3: 27 (1997).
94. Ю. Н. Тюрин, О. В. Колисниченко, Н. Г. Цыганков, *Автоматическая сварка*, № 1: 38 (2001).