

Features of distribution and attenuation of a fast magnetosonic wave in hydrogen plasma in a magnetic trap of the stellarator type

A. I. Meshcheryakov, A. E. Morozov, A. A. Golikov, I. Yu. Vafin,
M. S. Berezhetsky, Yu. I. Nechaev

A. M. Prokhorov's General Physics Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

Consideration is made to processes of distribution and attenuation of the waves raised by a poloidal aerial in hydrogen plasma on frequency of the ion cyclotron resonance. Measurement of longitudinal components of a wave vector and length of the wave attenuation has been executed in a mode of ohmic heating the plasma in the L-2M stellarator. Dependences of the length of attenuation for fast magnetosonic waves from a magnetic field value and the resistance of radiation of the aerial from density of plasma have been investigated. Similar complex measurements were not spent earlier in experiments on ICR heating of a hydrogen plasma on the first harmonic of the ion cyclotron frequency in toroidal magnetic traps.

УДК 533.924

Формирование прочного микрорельефа на поверхности Co—Cr-сплава при взаимодействии с микроплазменными разрядами

В. А. Иванов, М. Е. Коньжев, А. М. Спиринов, А. А. Дорофеев, Т. И. Камолова
Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН, Москва, Россия

Л. И. Куксенова, В. Г. Лаптева
Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия

Р. Х. Залавутдинов
Институт физической химии и электрохимии им. А. Н. Фрумкина РАН, Москва, Россия

Экспериментально исследовано сильное локальное взаимодействие импульсных микроплазменных разрядов с металлическим кобальтово-хромистым (Co—Cr)-сплавом. Измерены значения электронной плотности и температуры импульсной плазмы, необходимые для устойчивого возбуждения микроплазменных разрядов на поверхности образцов из Co—Cr-сплава. В результате многократной микроплазменной обработки этих образцов в их приповерхностном слое формируется сплошная переплавленная область, характеризующаяся сильно модифицированными физико-химическими свойствами материала. После микроплазменной обработки поверхность образцов приобретает прочный микрорельеф, который улучшает поверхностную адгезию Co—Cr-сплава с керамикой при изготовлении различных металлокерамических структур.

В современных методах обработки металлов используются такие эффективные источники концентрированной энергии, как плазма, лазеры, пучки заряженных частиц [1]. В России и в технологически развитых странах существуют экспериментальные и промышленные методы и установки, использующие для упрочнения и закалки металлов мощное лазерное излучение, электронные и ионные пучки. В силу фундаментальных физических причин лазерные методы имеют низкую энергетическую эффективность: энергетические затраты

значительно превосходят десятки киловатт-часов сетевой электроэнергии на квадратный сантиметр обработанной поверхности изделия. Применение сложных технических устройств для фокусировки и сканирования лазерного излучения и потоков заряженных частиц по поверхности обрабатываемых изделий требует значительных материальных затрат и привлечения высококвалифицированного персонала. Кроме того, использование лазеров или пучков частиц для обработки металлических изделий со сложной формой поверхности наталкивает

ся на непреодолимые трудности, так как для таких изделий практически невозможно реализовать оптимальный режим однородной обработки поверхности.

В отличие от указанных методов использование плазмы во многих случаях может быть значительно эффективнее с точки зрения энергетических затрат, так как эффективность преобразования сетевой электроэнергии в энергию плазменного потока достигает 80 %. В настоящее время плазма широко используется в технологиях нанесения покрытий различного назначения. Наиболее распространенными источниками плазмы являются стационарные газовые электродуговые плазмотроны с удельными потоками мощности ~ 1 кВт на 1 см^2 поверхности обрабатываемого изделия. Такие высокие плотности мощности потоков плазмы позволяют создавать пленочные покрытия путем нагрева и ускорения дисперсных частиц напыляемого материала плазменной струей и осаждения ускоренных частиц на поверхность обрабатываемого изделия. Однако несмотря на существенное улучшение качества поверхности изделий, структура поверхности “материнского” материала изделий при этом не изменяется, что часто создает проблему слабой адгезии наносимых пленочных покрытий с материалом изделий.

Плазменные методы обработки материалов постоянно развиваются и, оставаясь наиболее дешевыми, технологичными и универсальными (по сравнению с излучением лазером и пучками заряженных частиц), становятся все более перспективными. Наиболее экономичными видами внешней энергии, используемой для создания, поддержания и управления плазменными потоками, являются энергия сверхвысокочастотного электромагнитного излучения и энергия импульсных электрических полей и токов.

Плазма в силу своей динамичности может полностью охватывать обрабатываемое изделие со всех сторон, что позволяет принципиально решить проблему равномерной и эффективной обработки изделий со сложной формой поверхности [2—5]. Это особенно важно для обработки изделий, применяемых в различных машиностроительных отраслях, а также в медицине, например в ортопедической стоматологии при обработке поверхности зубных протезов. Поскольку электрическое поле в приграничном слое между плазмой и металлом всегда направлено по нормали к поверхности металла, можно предполагать, что воздействие плазмы на поверхность изделия будет достаточно однородным для пространственных областей с характерным микромасштабом, превышающим радиус Дебая в плазме. В зависимости от параметров плазмы эти пространственные масштабы из-

меняются в интервале значений от долей микрометра до десятков микрометров. Установлено, что сильное локальное взаимодействие плазмы с металлом происходит в результате локализации микроплазменных разрядов на поверхностных микродефектах в виде диэлектрических микровключений или пленок [6], что приводит к их плавлению и выгоранию. В результате этих процессов существенно повышается прочность металлических изделий [7, 8].

Физические причины низкой прочности металлов и сплавов связаны с существованием большой концентрации микротрещин и дефектов в исходном материале металлических изделий, а также с возникновением новых микротрещин в процессе механической обработки и эксплуатации изделий. При приложении к изделиям внешних силовых нагрузок поверхностные механические напряжения концентрируются в окрестностях микротрещин и дефектов. При превышении определенных критических значений эти напряжения вызывают усиленный рост микротрещин и приводят к разрушению изделий. Снижение концентрации микротрещин и дефектов в приповерхностных слоях металлических изделий приводит к повышению порога разрушения изделий, увеличению их прочности и износостойкости. Кроме того, при низкой концентрации микротрещин и дефектов существенно затрудняется проникновение агрессивных жидкостей и газов вглубь объема металлов, что обуславливает повышение их коррозионной стойкости.

Существующие в настоящее время в России и за рубежом технологические установки (лазерные, электронно-лучевые, ионно-пучковые) способны выполнять лишь отдельные операции по обработке металлических изделий, обладающих простейшими геометрическими формами плоскости или цилиндра. В противоположность этому одним из авторов данной статьи была предложена универсальная плазменная технология обработки металлов и сплавов [9], которая строится на новых принципах возбуждения импульсных микроплазменных разрядов, способных упрочнять поверхность металлических изделий практически с любой сложной формой поверхности.

Предложенный в [9] метод микроплазменной обработки был использован для эффективного формирования микрорельефа на поверхности металлического кобальтово-хромистого (Co—Cr)-сплава, применяемого в медицине. Основные цели данной работы:

- исследовать возможность применения микроплазменного метода для формирования прочного микрорельефа на поверхности кобальтово-хромистого сплава (этот сплав входит в состав ме-

таллокерамических изделий, которые используются в ортопедической медицине);

- сравнить эффективность применения микроплазменного метода и традиционного термомеханического (пескоструйного) метода создания микрорельефа на поверхности кобальтово-хромистого сплава;

- изучить свойства микрорельефа, образующегося в приповерхностном слое кобальтово-хромистого сплава при его взаимодействии с импульсными микроплазменными разрядами различной длительности;

- исследовать металлофизические и триботехнические характеристики образцов из кобальтово-хромистого сплава в результате воздействия микроплазменных разрядов;

- изучить топологические и физико-химические свойства приповерхностного слоя, образующегося на металлических образцах из кобальтово-хромистого сплава в результате воздействия микроплазменных разрядов.

Экспериментальная установка и методы исследований

Измерение характеристик плазмы, необходимых для устойчивого возбуждения микроплазменных разрядов, изучение временных характеристик возбуждения и поддержания микроплазменных разрядов на поверхности металлов проводились в ИОФ РАН на установке “Сфера”. Изучение свойств поверхности металлических образцов, обработанных микроплазменными разрядами (включая металлофизические и триботехнические характеристики поверхности образцов), выполнялось на специализированных стендах с помощью аппаратуры и методов, разработанных в ИМАШ РАН. Исследование физико-химического состава приповерхностного слоя металлических сплавов было проведено на установке Comebah в ИХФ РАН по характеристическим рентгеновским спектрам, возбуждаемым электронным пучком при его воздействии на образец.

Экспериментальная установка “Сфера” (рис. 1) предназначена для возбуждения и поддержания импульсных микроплазменных разрядов на поверхности образцов из металлов и сплавов [5]. Эксперименты проводились в непрерывно откачиваемой вакуумной камере, в которой были расположены плазменный инжектор, оборудование для крепления и перемещения металлических образцов, часть системы диагностики плазменных и электрических параметров разрядов.

Вакуумная часть установки состоит из сферической вакуумной камеры диаметром 50 см и системы обеспечения и измерения вакуумных усло-

вий. В состав системы обеспечения вакуума входят форвакуумный насос и вакуумная магистраль с необходимыми дополнительными устройствами. Система измерения остаточного давления воздуха в вакуумной системе установки “Сфера” состоит из термопарной лампы типа ПМТ-4М и вакуумметра ВИТ-2М. Остаточное давление воздуха в вакуумной камере поддерживалось на уровне 0,01—0,05 Торр за счет непрерывной откачки форвакуумным насосом.

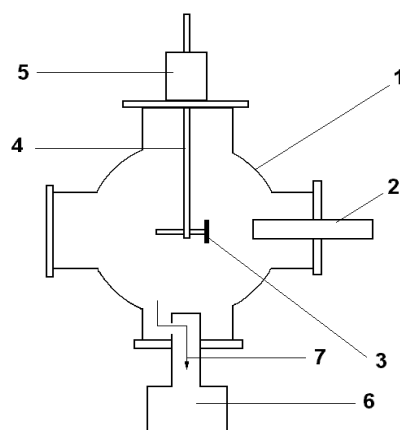


Рис. 1. Схема экспериментальной установки “Сфера”:

- 1 — вакуумная камера; 2 — плазменный инжектор;
- 3 — образец из металлического сплава; 4 — держатель образца; 5 — вакуумный манипулятор для крепления и перемещения образца в камере; 6 — вакуумный насос;
- 7 — направление потока откачиваемого воздуха

Два вакуумных манипулятора перемещений [10] применялись для крепления диагностического плазменного зонда и держателя образцов. Один манипулятор перемещений использовался для крепления и перемещения внутри вакуумной камеры плазменного зонда, предназначенного для измерения параметров плазмы на различных расстояниях от плазменного инжектора в различные моменты времени, другой — для крепления держателя образцов. С помощью этого вакуумного манипулятора можно было перемещать образцы внутри плазменного облака, создаваемого плазменным инжектором в вакуумной камере. Это давало возможность изменять концентрацию плазмы вблизи поверхности металлических образцов и находить оптимальные условия для возбуждения микроплазменных разрядов на поверхности образцов, состоящих из различных металлов и сплавов (покрытых различными диэлектрическими пленками).

В экспериментах использовались металлические образцы из кобальтово-хромистого (Co—Cr) сплава с атомным составом: Co — 62 %, Cr — 32 %, Mo — 4 %, остальное — 2 %. Выбор такого металлического сплава обусловлен его широким применением в медицине, в частности, в ортопедической

стоматологии. Исходные шлифованные образцы с шероховатостью ~ 1 мкм, имевшие форму параллелепипеда $4 \times 4 \times 12$ мм, предварительно выдерживались на воздухе при температуре 950°C в течение 5 мин. В результате такой термообработки на поверхности образцов возникал оксидный слой толщиной несколько микрометров. Затем эти исходные образцы с оксидным слоем обрабатывались механическим (пескоструйным) или микроплазменным методом. Образцы из сплава Co—Cr , которые прошли стандартную термомеханическую обработку, принятую в ортопедической стоматологии при изготовлении металлокерамических протезов (отжиг при температуре 950°C и последующая механическая пескоструйная обработка в потоке чистого кварцевого песка), были приняты в качестве эталонных образцов. Образцы из сплава Co—Cr , которые были обработаны с использованием микроплазменных разрядов, представляли собой основной объект исследований.

Для возбуждения микроплазменных разрядов на поверхности Co—Cr -образцов применялся плазменный инжектор коаксиального типа с водяным охлаждением, который создавал импульсный поток плазмы в результате импульсного высоковольтного электрического пробоя диэлектрика (электрическое напряжение 7 кВ, электрический ток 1,5 кА, длительность знакопеременного импульса 20 мкс). При этом основным ионным компонентом плазмы являлись ионы водорода (90—80 %) и ионы углерода (10—20 %), а доля более тяжелых ионов составляла менее 1 % [4, 11]. Параметры плазмы измерялись электрическими зондами Ленгмюра [12—14]. Зонды Ленгмюра, укрепленные на вакуумном манипуляторе, могли перемещаться внутри объема вакуумной камеры.

При воздействии на металлический образец плазменного потока, создаваемого коаксиальным инжектором, на поверхности образца возникали и развивались многочисленные микроплазменные разряды (рис. 2). Система электропитания установки “Сфера” обеспечивала работу коаксиального плазменного инжектора и поддержание импульсных микроплазменных разрядов с необходимыми параметрами электрического тока и длительности.

Микротвердость образцов измерялась на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450—60) при нагрузках на индентор 200, 100, 50 и 20 г (время выдержки 15 с). При каждой нагрузке проводилось 7—10 измерений диагонали отпечатков индентора, нанесенных на одну из граней каждого образца. Глубина отпечатка (H) или средняя толщина исследуемого слоя металла оценивались по формуле $H = D/(2 \cdot \text{tg}68^\circ) = D/(2 \cdot 4,95)$, где D — диагональ отпечатка.

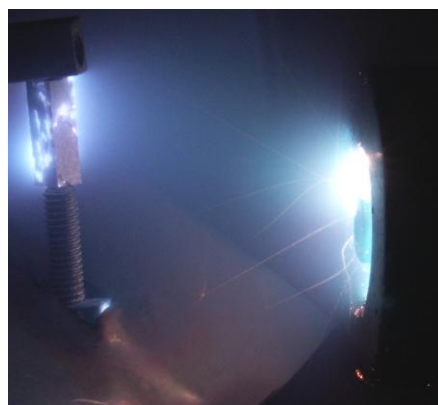


Рис. 2. Фотография свечения потока плазмы из коаксиального инжектора и микроплазменных разрядов. Поток плазмы из коаксиального инжектора (справа) возбуждает микроплазменные разряды на образце, который зажат в держателе (слева). Диаметр коаксиального инжектора 30 мм, размеры образца $4 \times 4 \times 12$ мм

Микрорельеф поверхности образцов оценивался на профилографе–профилометре (модель 201). Запись профилограмм проводилась при вертикальном увеличении $\times 2000$ и горизонтальном увеличении $\times 200$. С помощью профилограмм измерялись максимальные значения высоты шероховатости (H_{max}) и величины механического износа образцов при триботехнических испытаниях.

Триботехнические испытания исследуемых образцов проводились в лабораторных условиях на восьмипозиционной машине трения с возвратно-поступательным движением сопряженных образцов. Средняя скорость относительного скольжения образцов 0,19 м/с. Максимальная нагрузка на образцы составляла 1250 Н. В качестве смазочного материала применяли солидол.

Образец из испытуемого материала устанавливали на машине трения неподвижно, к нему прикладывали нагрузку и относительно него реверсивно передвигали контрообразец, изготовленный из стали 20, с цементацией и последующей закалкой до твердости HRC 60. Перед испытаниями обеспечивалось полное прилегание рабочей поверхности образца к поверхности контрообразца.

Для определения сравнительных износостойких и антифрикционных характеристик материалов пары трения (образец—контрообразец) испытания проводили при ступенчато повышаемых давлениях: 0,2; 0,5; 1; 1,5; 2; 2,5; 3; 4; 5; 6; 7 МПа и т. д. в течение 30 мин при давлении 0,2 МПа и далее — в течение 1 ч при каждом из последующих давлений до достижения предельно допустимых значений, при которых происходили задиры пары, катастрофический износ, резкое повышение силы трения или износ рельефа. Рабочие поверхности смазывали солидолом перед каждым новым испытанием. После окончания всего цикла испы-

таний образец вынимали из держателя машины трения, промывали в бензине и просушивали. Затем с помощью профилографа–профилометра регистрировали профилограмму рабочей поверхности образца.

Кроме того, в процессе испытаний на машине трения (при ступенчато повышаемых давлениях на образец) были проведены измерения значений силы трения между поверхностями образца и контрообразца. Измерения проводились с помощью тензометрической системы, состоящей из упругой балки с укрепленными на ней тензометрическими датчиками, усилителя "Топаз-4", цифрового микровольтметра Щ-1314. По значениям силы трения определяли значения коэффициентов трения.

Полученные данные о микрорельефе и коэффициентах трения Со—Сг-образцов, обработанных последовательно микроплазменными разрядами, сравнивались с соответствующими характеристиками эталонных Со—Сг-образцов. При пескоструйной обработке образцов в результате их взаимодействий с воздушным потоком, содержащим твердые микрочастицы окислов алюминия или кремния с характерным размером 10—20 мкм, на поверхности металла формировался микрорельеф. Такая стандартная термомеханическая обработка металлов применяется в ортопедической стоматологии для формирования микрорельефа высотой 1—3 мкм на металлических изделиях перед нанесением на их поверхность керамики. Это увеличивает площадь поверхности сцепления керамики и металла и повышает прочность металлокерамических протезов.

Изучение топологии и физико-химических свойств приповерхностных слоев, образующихся на Со—Сг-образцах в результате взаимодействия с микроплазменными разрядами, проводилось с помощью диагностического комплекса Comeбах, сопряженного с растровым электронным микроскопом. Комплекс Comeбах является многофункциональным устройством, предназначенным для определения физико-химического состава приповерхностного слоя вещества с помощью рентгенофлуоресцентного анализа и для получения микрофотографий поверхности образцов с помощью растрового электронного микроскопа.

Для Со—Сг-образцов, подвергшихся микроплазменной обработке, были сделаны микрофотографии их поверхности при увеличениях $\times 200$, $\times 400$ и $\times 800$, а также проведен анализ атомарного состава приповерхностного слоя образцов на основании сбора информации с нескольких характерных локальных областей, характеризующихся площадью поверхности 50×50 мкм и глубиной слоя до 1 мкм.

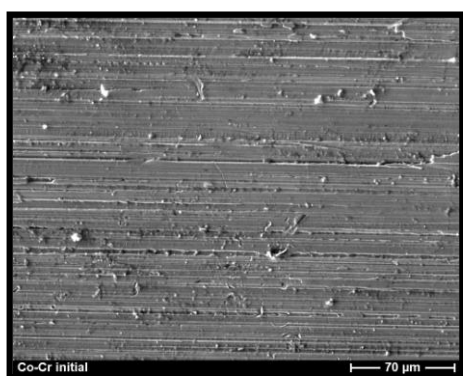
Экспериментальные результаты

В результате импульсного высоковольтного пробоя диэлектрика (полиметилметакрилат) внутри плазменного инжектора на его выходе формировался импульсный поток водородно-углеродной плазмы, при этом скорость распространения фронта плазмы составляла $1 \cdot 10^7$ — $5 \cdot 10^6$ см/с [15]. С помощью зондов Ленгмюра были измерены вольтамперные характеристики плазмы, по которым был проведен расчет концентрации и электронной температуры плазмы. Измерения вольтамперных характеристик плазмы проводились в различных точках вакуумной камеры, что позволило получить данные о пространственном распределении плазмы. Величина электронной концентрации в центре вакуумной камеры достигала $5 \cdot 10^{11}$ см⁻³, характерная длительность спадающего во времени импульсного потока плазмы составляла около 20 мкс. Электронная температура плазмы составляла 1—10 эВ: вблизи переднего фронта импульса плазмы (в течение первых 1—5 мкс) она была близка к значению 10 эВ, во временном центре плазменного потока — 8—5 эВ, вблизи заднего фронта импульса плазмы (в течение последних 15—20 мкс) температура электронов составляла уже около 1 эВ. При движении от центра камеры к плазменному инжектору плотность плазмы возрастала приблизительно обратно пропорционально квадрату расстояния от торца плазменного инжектора. На расстоянии около 3 см от торца, где размещались исследуемые образцы Со—Сг-сплава, величина плотности плазмы составляла значения от $5 \cdot 10^{12}$ до $1 \cdot 10^{13}$ см⁻³. При этом возбуждение микроплазменных разрядов на образцах происходило с вероятностью, близкой к 100 %.

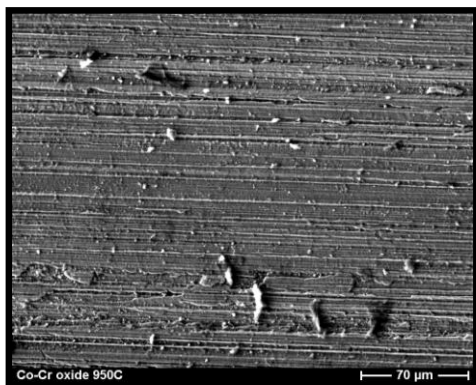
Делитель напряжения, встроенный в блок питания микроплазменных разрядов, позволял измерять электрический потенциал образца относительно стенок камеры как до, так и в процессе разряда. Величина падения напряжения на стадии протекания тока достигала значения 50 В, которое в 2,5—3 раза превосходило величину стандартного падения напряжения в разряде вакуумной дуги (15—20 В) [16].

При взаимодействии импульсного потока плазмы из инжектора с металлическими образцами на их поверхности возбуждались микроплазменные разряды [4, 5], которые инициировались в местах разрыва диэлектрической оксидной пленки на поверхности образцов или на границе оксидной пленки и металла [6]. Инициирование микроплазменных разрядов происходило в результате возникновения разности потенциалов между поверхностью оксидной пленки и металлом, величина которой была достаточно высокой для поверхностного элек-

трического пробоя по краю пленки и инициирования плавления металла в местах локализации микроарядов. Вследствие интенсивного локального плавления металла в течение времени развития микроплазменных разрядов, а затем (после окончания воздействия микроплазменных разрядов) быстрого остывания расплавленных областей металла из-за высокой теплопроводности и быстрого отвода тепла от поверхности вглубь объема металла в локальных приповерхностных областях исследуемых образцов наблюдалось образование как одиночных микрократеров, так и их скоплений. В результате быстрого движения микроплазменных разрядов по поверхности образца [17] и повторяющихся циклических процессов быстрого плавления и остывания локальных участков приповерхностного слоя образцов за 7—14 разрядов на поверхности образцов формировался сплошной переплавленный слой, имеющий развитую структуру поверхностного микрорельефа. Микрофотографии исходной поверхности образцов представлены на рис. 3, а образцов после микроплазменной обработки — на рис. 4. Так как площадь поверхности стандартного образца составляла около 2 см^2 , то скорость микроплазменной обработки оценивается как $0,3\text{—}0,15 \text{ см}^2/\text{имп}$.



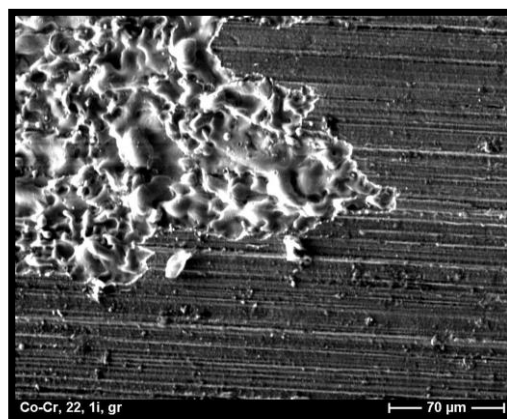
a



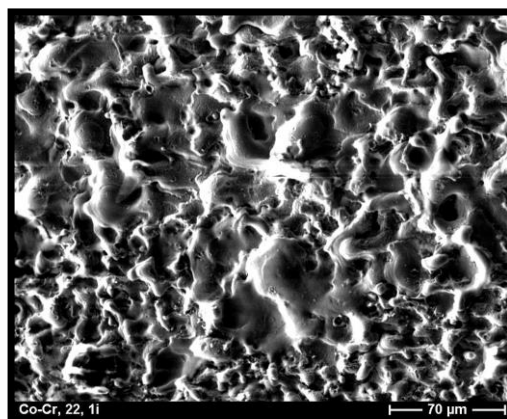
б

Рис. 3. Микрофотография поверхности исходного образца из Co—Cr-сплава:

a — до отжига; *б* — после отжига при 950 °С



a



б

Рис. 4. Микрофотографии поверхности образца из Co—Cr-сплава:

a — исходной области (справа) и частично обработанной плазмой области (слева); *б* — после полной микроплазменной обработки

Микрофотографии рельефа поверхности Co—Cr-образцов (как исходных, так и обработанных микроплазменными разрядами) были получены с помощью растрового электронного микроскопа. На микрофотографиях исходных образцов (см. рис. 3, *a*) видны следы предварительной механической обработки их поверхности. Горизонтальные полосы возникают в результате шлифовки образцов на механическом станке при его поступательно-возвратном движении. Отдельные микрочастицы на поверхности образцов, размер которых не превышает 2—7 мкм, представляют собой внедренные в поверхность микрочастицы шлифовального материала и частицы исходного металлического сплава. Характерный масштаб рельефа составляет 1—2 мкм и имеет ярко выраженную направленность, обусловленную механической обработкой. Предварительная термическая обработка — отжиг при температуре 950 °С в течение 5 мин — не оказывает какого-либо серьезного влияния на рельеф поверхности исходных Co—Cr-образцов (см. рис. 3, *б*).

На рис. 4, *a* приведена микрофотография поверхности Co—Cr-образца, полученная в результате возбуждения на нем единичного импульсного микроплазменного разряда. Поверхность Co—Cr-образца обрабатывается плазмой частично. На микрофотографии хорошо видна четкая граница между исходной (необработанной) частью поверхности и модифицированной (обработанной микроплазменным разрядом) частью поверхности с характерным поверхностным микрорельефом.

Процесс дальнейшей плазменной обработки Co—Cr-образца с помощью последовательности повторяющихся импульсных микроплазменных разрядов (вплоть до прекращения инициирования микроплазменных разрядов) приводит к полному переплавлению приповерхностного слоя Co—Cr-образца и образованию характерного рельефа на всей его поверхности (см. рис. 4, *b*).

Образование микрорельефа на поверхности Co—Cr-сплава происходит с максимальной скоростью $\approx 10 \text{ см}^2/\text{с}$ и при этом характеризуется энергозатратами $1 \cdot 10^{-4} \text{ кВт} \cdot \text{ч}/\text{см}^2$.

Так как в результате микроплазменной обработки происходит сильное переплавление приповерхностного слоя Co—Cr-образцов (см. рис. 4, *b*), то при этом возможно значительное изменение относительного атомного состава в этом слое. Были проведены две группы измерений процентного содержания химических элементов в приповерхностном слое Co—Cr-образцов глубиной до 3 мкм. В первой группе экспериментов были изучены зависимости процентного содержания в приповерхностном слое Co—Cr-образцов основных химических элементов (Co, Cr, Mo) и примеси кремния (Si) в зависимости от стартового тока микроплазменных разрядов (табл. 1) [точные измерения процентного содержания примеси кремния в приповерхностном слое изучаемых образцов служили для нас в качестве важного контроля, поскольку кремний содержался в достаточном количестве во всех исследованных образцах вне зависимости от способа обработки их поверхности]. Во второй группе экспериментов были изучены зависимости процентного содержания в Co—Cr-образцах основных химических элементов (Co, Cr, Mo) и дополнительных примесей (C, O, Na, Al, Si, Cl) в зависимости от способа обработки поверхности образцов (рис. 5) [содержание в виде примесей на поверхности Co—Cr-образцов атомов углерода, кислорода, натрия, алюминия, кремния, хлора (C, O, Na, Al, Si, Cl) может быть обусловлено как их изначальным присутствием в материале исходных образцов, так и внедрением этих примесей в приповерхностный слой образцов в процессе их шлифовки, термического отжига и пескоструйной обработки].

В табл. 1 приведены экспериментальные данные атомарного состава поверхности эталонных Co—Cr-образцов, а также образцов, прошедших микроплазменную обработку при различных значениях стартового тока ($i = 200 \text{ А}$, $2 \times i$, $4 \times i$).

В графе "Погрешность" указано значение погрешности математической модели обработки данных. Более точная реализация расчетов невозможна из-за наличия на исследуемой поверхности развитого рельефа.

Таблица 1

Физико-химический состав поверхности образцов из Co—Cr-сплава

Образец, режим	Элемент	Атомы, %	Масса, %	Погрешность, %
Co—Cr, эталон	Si	1,75	0,85	0,04
	Cr	32,62	29,44	0,51
	Co	61,61	63,02	1,09
	Mo	4,02	6,69	0,21
Co—Cr, $1 \times i$	Si	1,60	0,78	0,05
	Cr	31,37	28,31	0,60
	Co	63,35	64,79	1,32
	Mo	3,68	6,12	0,25
Co—Cr, $2 \times i$	Si	1,31	0,63	0,05
	Cr	29,41	26,30	0,57
	Co	64,82	65,69	1,31
	Mo	4,47	7,37	0,25
Co—Cr, $4 \times i$	Si	1,09	0,53	0,05
	Cr	31,45	28,39	0,59
	Co	63,11	64,55	1,31
	Mo	3,33	5,54	0,23

Из табл. 1 видно, что после микроплазменной обработки ($i = 200 \text{ А}$, $2 \times i$, $4 \times i$) исходных образцов процентное содержание основных элементов (Co, Cr, Mo) в них лишь незначительно ($\leq 1,5$, $\leq 1,8$, ≤ 3 %) отличается от эталонных образцов. После обработки исходных образцов микроплазменными разрядами при стартовых токах $i = 200 \text{ А}$, $2 \times i$, $4 \times i$ содержание кремния (Si) на их поверхности отличается в меньшую сторону на 4, 25, 38 % от эталонных образцов, соответственно.

Результаты второй группы экспериментов представлены на рис. 5. На диаграммах атомарного состава приповерхностного слоя Co—Cr-образцов указаны химические элементы, идентифицированные по соответствующим им линиям характеристического рентгеновского излучения *K*- и *L*-серий. На рис. 5, *a* эти данные приведены для исходных образцов, подвергшихся только механической шлифовке, а на рис. 5, *b* — для Co—Cr-образцов, которые были термически окислены на воздухе. На рис. 5, *в* представлены диаграммы для Co—Cr-образцов, подвергшихся пескоструйной обработке, на рис. 5, *г* — для Co—Cr-образцов, подвергшихся микроплазменной обработке при $i = 200 \text{ А}$. С помощью полученных диаграмм можно определить относительное содержание каждого из имеющихся химических элементов в приповерхностном

слое Co—Cr-сплава. На основании анализа этих данных можно заключить, что микроплазменная обработка образцов не вносит существенных изменений в основной компонентный состав (Co, Cr, Mo) приповерхностного слоя сплава и существенно снижает концентрацию примесей (O, Al, Si) на поверхности образцов.

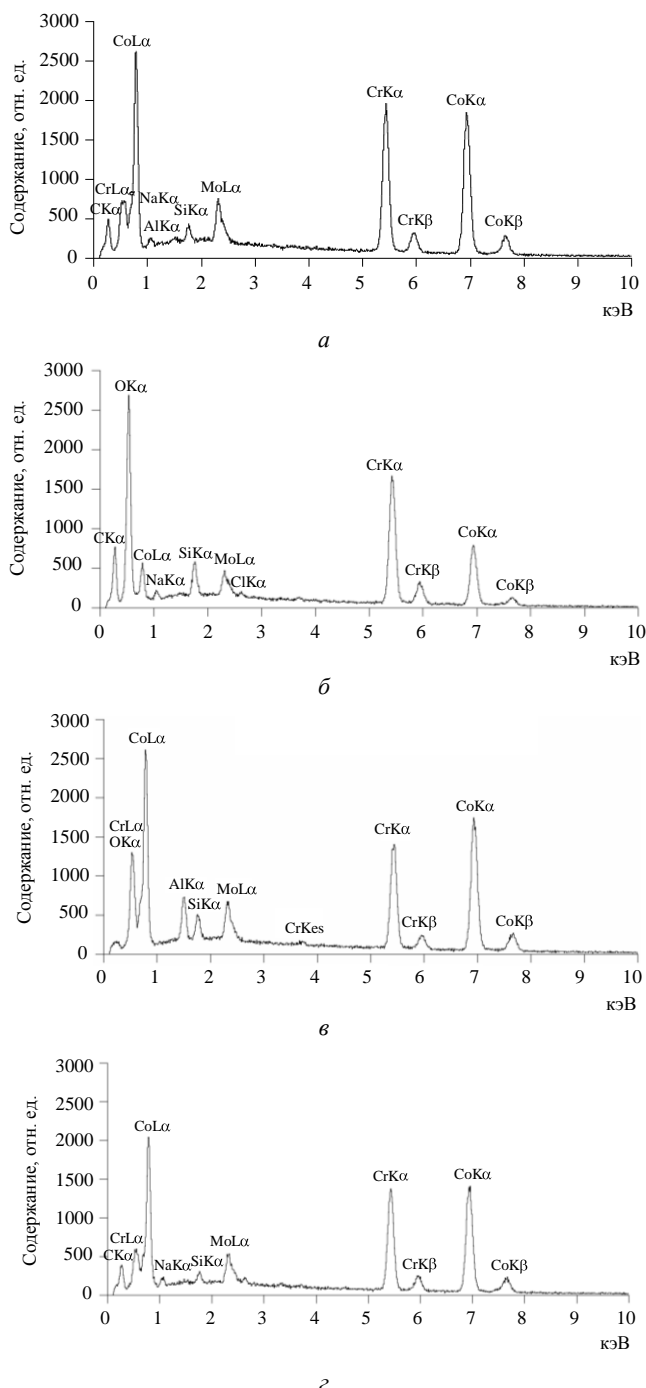


Рис. 5. Диаграмма атомарного состава приповерхностного слоя Co—Cr-образцов:

а — исходных; б — после термического отжига на воздухе при температуре 950 °С с образованием оксидного слоя толщиной около 1 мкм; в — после термического отжига и пескоструйной обработки; г — после микроплазменной обработки со стартовым током 200 А

Таким образом, сравнительные исследования физико-химического (атомарного) состава приповерхностного слоя Co—Cr-образцов, прошедших термомеханическую либо микроплазменную обработку, позволяют утверждать, что поверхность Co—Cr-сплава после микроплазменной обработки обладает достаточной степенью чистоты, исключая необходимость дополнительной химической очистки. В противоположность этому изделия из Co—Cr-сплава, используемые в ортопедической стоматологии и подвергнутые стандартной термомеханической обработке (отжиг при температуре 950 °С и последующая механическая пескоструйная обработка) требуют обязательной специальной химической очистки поверхности.

Исходные образцы из Co—Cr-сплава имели слабовыраженный микрорельеф, возникший в результате предварительной обработки (шлифовки) образцов. Измеренная на профилографе-профилометре высота микрорельефа образцов поперек направления шлифования составляла величину $H_{\max} = 2\text{—}3$ мкм (см. рис. 3). Шероховатость поверхности образцов после пескоструйной обработки характеризовалась несколько большей высотой микрорельефа $H_{\max} = 3\text{—}5$ мкм на всех обработанных гранях.

После микроплазменной обработки Co—Cr-сплава в режиме 1 (температура отжига $T = 950$ °С, стартовый ток разряда $i = 200$ А) на поверхности образуется микрорельеф, характеризующийся высотой неровностей $H_{\max} = 11\text{—}13$ мкм (см. рис. 4). Микроплазменная обработка в режиме 2 (температура отжига $T = 950$ °С, стартовый ток разряда $4 \times i = 800$ А) приводила к формированию микрорельефа со значениями высоты неровностей $H_{\max} = 8\text{—}14$ мкм. Таким образом, при обработке Co—Cr-образцов микроплазменными разрядами средняя высота образующегося микрорельефа на поверхности образцов слабо зависит от величины стартового электрического тока микроплазменных разрядов.

Микротвердость приповерхностных слоев образцов из Co—Cr-сплава измерялась вплоть до глубины 7 мкм. Для исходного Co—Cr-образца (без стандартной термомеханической обработки) в приповерхностных слоях толщиной 1—7 мкм микротвердость изменялась в диапазоне $H_v = 820\text{—}740$ кгс/мм².

После термической и пескоструйной обработки Co—Cr-образцов величина их микротвердости сильно уменьшалась по сравнению с исходным состоянием. Особенно заметно это снижение в приповерхностных слоях толщиной 1—2 мкм, где микротвердость не превышает значения 400 кгс/мм², которое в два раза меньше, чем в исходных образцах ($H_v = 800$ кгс/мм²). С увеличением глубины измерения микротвердость возрастает

и в слое толщиной 5 мкм принимает значение $H_v = 750$ кгс/мм², соответствующее ее значению в исходном состоянии.

После микроплазменной обработки Co—Cr-образцов в режимах 1 и 2 величина измеренной микротвердости в приповерхностных слоях толщиной 1—7 мкм изменялась в интервале значений $H_v = 400—360$ кгс/мм². Таким образом, микроплазменная обработка Co—Cr-образцов характеризуется снижением микротвердости приповерхностного слоя, причем это снижение не является определяющим параметром качества слоя, имея в виду увеличение адгезии образцов.

Проведенные на машине трения исследования образцов показали, что микроплазменная обработка заметно влияет на износостойкость образцов и существенно изменяет величину предельного давления, которое могут выдерживать образцы (табл. 2).

превышающих допустимые значения для Co—Cr-сплава после термической и пескоструйной обработки. Так, например, образцы из Co—Cr-сплава, обработанные плазмой в лучшем режиме 1, характеризовались шероховатостью поверхности $H_{\max} = 11—13$ мкм, предельно допустимыми давлениями $p_{per} = 14—16$ МПа, значения которых заметно превышали $p_{per} = 3$ МПа для образцов, обработанных по стандартной термомеханической технологии. При этом относительная интенсивность изнашивания поверхности обработанных плазмой образцов составляла величину $I = 0,28 \cdot 10^{-9}$ при изменении давления в интервале значений 0,2—3 МПа, что в 1,5 раза ниже интенсивности изнашивания образцов, обработанных по стандартной термомеханической технологии в том же диапазоне давлений.

Образцы из Co—Cr-сплава, обработанные плазмой в режиме 2, характеризовались шероховатостью поверхности $H_{\max} = 8—14$ мкм. Эти образцы

Таблица 2

Результаты триботехнических испытаний образцов из Co—Cr-сплава

Вид обработки	H_{\max} , мкм	p_{per} , МПа	Пределы давлений, МПа	Интенсивность изнашивания, $I \cdot 10^9$	Коэффициент трения, f
Без обработки	3	12	0,2—4	0,10	0,10
			4—12	0,28	0,05
Стандартная термическая и пескоструйная обработка	3—5	3	0,2—3	0,39	0,08
Обработка плазмой в режиме 1	11	16	0,2—7	0,28	0,06
			7—16	0,73	0,05
	13	14	0,2—7	0,28	0,05
			7—14	0,73	0,05
Обработка плазмой в режиме 2	14	11	0,2—7		0,05
			7—11	0,71	0,06
	7,5	7	0,2—7	0,51	0,08
	8,5	5	0,2—5	0,86	0,05

Из приведенных данных видно, что сплав Co—Cr без обработки (исходный образец) проработал без задиров с малыми интенсивностями изнашивания $I = (0,1—0,28) \cdot 10^{-9}$ до давления 12 МПа, при больших давлениях происходит катастрофический износ образца. Следовательно, предельно допустимым давлением (при трении) для сплава Co—Cr в исходном состоянии является $p_{per} = 12$ МПа. Термическая и пескоструйная обработка образцов из Co—Cr-сплава характеризуется резким снижением износостойкости и склонностью к задирам. После пескоструйной обработки образцов предельно допустимое давление $p_{per} = 3$ МПа, а интенсивность изнашивания в пределах изменения давлений (0,2—3) МПа повышается в 4 раза по сравнению с исходным состоянием и составляет величину $I = 0,39 \cdot 10^{-9}$.

Все образцы из Co—Cr-сплава, обработанные плазмой в режимах 1 и 2, проработали до давлений,

выдерживали предельно допустимые давления $p_{per} = 11$ МПа, что также существенно превышает предельные давления для стандартных образцов $p_{per} = 3$ МПа, и имели несколько повышенные по сравнению со стандартным образцом относительные интенсивности изнашивания $I = (0,51—0,71) \cdot 10^{-9}$.

При превышении предельных давлений и появлении задиров в парах трения наблюдалось существенное повышение коэффициентов трения. В парах трения с образцами из Co—Cr-сплава, прошедших стандартную термомеханическую обработку, значение коэффициентов трения составляло $f = 0,08$. После обработки образцов плазмой в режиме 1 значение коэффициентов трения при допредельных давлениях было не выше $f = 0,06$, а в режиме 2 — не выше $f = 0,08$.

Таким образом, триботехнические испытания образцов Co—Cr показали сходные значения коэффициентов трения и относительного изнашивания

ния для образцов, прошедших стандартную термомеханическую обработку и плазменную обработку. Большое преимущество микроплазменной обработки как в режиме 1 (при стартовом токе разряда 200 А), так и в режиме 2 (при стартовом токе разряда 800 А) по сравнению с образцами, прошедшими стандартную термомеханическую обработку, обнаружено по такому важному параметру, как предельно допустимые давления на образцы при исследовании сдвиговых деформаций в приповерхностном слое образцов. Величины предельно допустимых давлений для образцов, прошедших обработку микроплазменными разрядами, существенно превышают (от 1,5 до 5 раз) соответствующие значения предельных давлений для образцов, прошедших стандартную термомеханическую обработку.

Заключение

В результате экспериментальных исследований установлено, что в вакууме при взаимодействии импульсного потока однородной плазмы с металлическими образцами из Со—Сг-сплава с нанесенной на их поверхность оксидной пленкой на их поверхности возбуждаются микроплазменные разряды. В местах локализации этих разрядов происходило плавление приповерхностного слоя металла и выгорание оксидной пленки. В процессе движения микроплазменных разрядов по поверхности образцов в результате многократного повторения процессов локального плавления и остывания приповерхностного слоя металла в течение ≈ 10 импульсов плазмы на поверхности образцов формируется сплошной переплавленный слой, имеющий развитую структуру микрорельефа (шероховатость). Для Со—Сг-образцов, обработанных плазмой в двух различных по стартовому току режимах, шероховатость поверхности примерно одинакова и характеризуется высотой выступов в интервале значений 8—14 мкм, что в 2—4 раза превосходит высоту рельефа образцов, прошедших стандартную термомеханическую обработку. Образование микрорельефа на поверхности Со—Сг-сплава происходит со скоростью, достигающей значения $10 \text{ см}^2/\text{с}$, и при этом характеризуется энергозатратами $1 \cdot 10^{-4} \text{ кВт} \cdot \text{ч}/\text{см}^2$.

В результате исследования физико-химического (атомарного) состава Со—Сг-образцов установлено, что после микроплазменной обработки содержание посторонних примесей (кислород, алюминий, кремний) в приповерхностном слое этих образцов снижается в 2—5 раз по сравнению с эталонными образцами. Этот результат является важным для ортопедической стоматологии при изготовлении металлокерамических протезов,

поскольку после микроплазменной обработки (в отличие от применяемой в настоящее время стандартной термомеханической обработки) поверхность изделий из Со—Сг-сплава не требует дополнительной химической очистки.

Установлено, что в обоих режимах микроплазменной обработки Со—Сг-образцов наблюдается снижение микротвердости приповерхностного слоя до 2 раз по сравнению с образцами в исходном состоянии. В то же время обработанные плазмой образцы дают величины микротвердости в слоях толщиной 1—2 мкм, сравнимые с образцами, обработанными по стандартной термомеханической технологии. Важно отметить, что распределение микротвердости в поверхностном слое, сформированном в результате воздействия микроплазменных разрядов, по глубине оказывается практически равномерным.

Установлено, что микроплазменная обработка образцов не приводит к увеличению стойкости приповерхностного слоя к изнашиванию.

Обнаружено существенное изменение значений предельно допустимых давлений на образцы. Величины предельно допустимых давлений для образцов, прошедших обработку микроплазменными разрядами, существенно превышают (от 1,5 до 5 раз) соответствующие значения предельных давлений для образцов, прошедших стандартную термомеханическую обработку.

Таким образом, с помощью микроплазменной обработки на поверхности Со—Сг-образцов можно создавать прочный сплошной микрорельеф со средней высотой микровыступов 10 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект РФФИ № 06-08-01624-а).

Литература

1. Атаманов М. В., Васильев В. И., Зайцев В. В., Иванов В. А., Карузин О. Н., Плишивцев Н. В., Прохоров В. Н., Чащин Н. Е. Новые технологии повышения прочности деталей машин// Автомобильный транспорт. 1995. № 7. С. 31—33.
2. Алдохин В. Н., Батанов В. М., Бережецкая Н. К., Воронцова С. Н., Иванов В. А., Косый И. А., Лазарева И. Ю., Сергейчев К. Ф. Униполярная дуга в горячей плазме СВЧ-разряда// Физика плазмы. 1982. Т. 8. С. 182—188.
3. Aldokhin V. N., Batanov G. M., Berezhetskaya N. K., Vorontsova S. N., Gritsinin S. I., Ivanov V. A., Kossyi I. A., Lazareva I. Y., Sergeichev K. F. Unipolar arc in the hot plasma of a microwave discharge// Soviet Journal of Plasma Physics. 1982. V. 8. № 1. P. 103—107.
4. Ivanov V. A., Juttner B., Pursch H., Siemroth P. Initiation and Sustainment of Unipolar Arc Discharges by a Microsecond Pulse Plasma// Adw DDR Beitrage aus der Plasma Physik B. 23. H.6. 1983. P. 551—560.
5. Иванов В. А., Коньжев М. Е., Спиринов А. М., Дорофеев А. А., Камолова Т. И., Куксенова Л. И., Лантева В. Г.,

Залавутдинов Р. Х. Формирование прочного микрорельефа на поверхности Ni–Cr-сплава при взаимодействии с микроплазменными разрядами// Прикладная физика, 2006. № 6. С. 97—107.

6. Иванов В. А., Конышев М. Е., Сахаров А. С. Возбуждение микроплазменных разрядов на металлах с диэлектрической пленкой// Там же. С. 114—121.

7. Иванов В. А., Плишицев Н. В., Прохоров В. Н., Чачин Н. Е. Упрочнение поверхностей деталей автобусов обработкой плазмой СВЧ-разряда// Тез. док. IV всерос. конф. по модификации свойств конструкционных материалов пучками заряженных частиц. — Томск. 13—17 мая 1996. С. 407—409.

8. Иванов В. А. Упрочнение металлов при воздействии плазмы микроволновых разрядов// Тез. докл. XXVI Звенигородской конф. по физике плазмы и УТС. — Звенигород, 1999. С. 247.

9. Иванов В. А. Возбуждение и воздействие микроплазменных разрядов на металлы и сплавы в плазме сверхвысокочастотного факела// Прикладная физика. 2001. № 2. С. 5—39.

10. Иванов В. А., Хаваев В. Б. и др. Устройство для ввода объекта в вакуумный объем: А. с. 1648136. Приоритет изобретения 25 апреля 1988 г. Зарегистрировано в Госреестре изобретений СССР 8 февраля 1991 г.

11. Ivanov V. A., Juttner B., Pursch H. Time Resolved Measurements of Arc Cathode Plasma in Vacuum// Proceedings XI th. International Symposium on Discharges and Electrical Insulation in Vacuum. — Berlin, DDR. 1984. V. 1. P. 157—160.

12. Ivanov V. A. Triple Probe Method for Characterization of Arc Cathode Plasmas// Akademie der Wissenschaften der DDR, Zentralinstitut für Electronen physik. Prepr. 85-1. 1985. P. 1—9.

13. Иванов В. А. Трехэлектродный несимметричный зонд для непрерывного измерения температуры и плотности плазмы// Крат. сообщ. по физике. — М.: ФИАН, 1988. С. 33—35.

14. Иванов В. А., Спиринов А. М. Зондовая диагностика плазмы в процессе микроплазменной обработки металлов и сплавов: Матер. III российского семинара “Современные средства диагностики плазмы и их применение для контроля веществ и окружающей среды”. — М., МИФИ, 29—30 ноября 2001. — М.: МИФИ, 2001. — 96 с.

15. Ivanov V. A., Juttner B., Pursch H. Expansion of Arc Plasma and it's Heating by the Arc Currents// Akademie der Wissenschaften der DDR, Zentral institut fur Electronen phisik, Prepr. 84-6. 1984. P. 1—30.

16. Vacuum Arcs. Theory and Application/ Ed. J. M. Lafferty. — New York. 1980.

17. Зимин А. М., Иванов В. А., Юттнер Б. Динамика катодных пятен на поверхности бериллия в дуговом вакуумном разряде// Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. — М.: Изд. РНЦ “Курчатовский институт”, 2001. Вып. 2. С. 50—57.

Статья поступила в редакцию 27 августа 2007 г.

Formation of a strength microrelief on the surface of a Co–Cr alloy as a result of interaction with microplasma discharges

V. A. Ivanov, M. E. Konyzhev, A. M. Spirin, A. A. Dorofejuk, T. I. Kamolova
A. M. Prokhorov General Physics Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

L. I. Kuksionova, V. G. Lapteva
A. A. Blagonravov Institute of machinery of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

R. Kh. Zalavutdinov
A. N. Frumkin Institute of physical chemistry and electrochemistry of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

A strong local interaction of pulsed microplasma discharges with a metal cobalt–chromium (Co–Cr) alloy has been studied experimentally. The electron densities and temperatures of a pulsed plasma that are required for stable excitation of microplasma discharges on the surfaces of Co–Cr alloy samples have been measured. As a result of repeated microplasma processing of a sample, its surface layer is remelted to become a continuous solid matter with greatly modified physicochemical properties. In microplasma processing, a strength microrelief is formed on the sample surfaces that improves the surface adhesion of a Co–Cr alloy to a ceramic in manufacturing various ceramet structures.