

УДК 533.924; 621.891

Воздействие микроплазменных разрядов на поверхность алюминия

В. А. Иванов, М. Е. Коныжев, Л. И. Куксенова, В. Г. Лаптева, А. С. Сахаров,
А. А. Дорофеюк, Т. И. Камолова, С. Н. Сатунин, А. А. Летунов

Проведены экспериментальные исследования возбуждения микроплазменных разрядов на поверхности образцов из алюминиевого сплава В95, помещенных в однородный импульсный поток плазмы. В результате сильного локализованного взаимодействия микроплазменных разрядов с алюминием в его приповерхностном слое происходят процессы плавления и быстрого последующего остывания металла в локализованных областях микронного размера. В результате такого многократного воздействия микроплазменных разрядов на поверхности алюминия формируется сплошной переплавленный слой толщиной до 20 мкм, который характеризуется сильно измененными физическими, структурными и триботехническими свойствами металла.

PACS: 52.40.Hf; 81.40.-z

Ключевые слова: плазма, металл, алюминий, микроплазменный разряд, поверхность, упрочнение, микротвердость, износостойкость.

Введение

В настоящее время для промышленной обработки металлических изделий различного назначения используются лучевые, пучковые, термомеханические и плазменные методы. Наиболее общими требованиями к современным методам обработки металлов являются:

универсальность, эффективность и относительная простота метода;

высокая технологичность метода с учетом экономических затрат на создание и обслуживание современных промышленных установок;

перспективность метода с точки зрения возможности создания новых и улучшения имеющихся механических, физических, химических и триботехнических свойств обрабатываемых метал-

лических изделий (твердость, износостойкость, коррозионная стойкость и др.).

Такие источники концентрированной энергии, как лазеры, пучки электронов или ионов можно эффективно применять лишь для отдельных видов обработки металлических изделий с простыми геометрическими формами типа плоскости или цилиндра. В противоположность этому в [1] предложен универсальный плазменный метод обработки металлов и сплавов, основанный на новых принципах возбуждения импульсных микроплазменных разрядов, способных упрочнять металлические изделия со сложной формой поверхности.

В [2—7] изложены результаты исследований влияния микроплазменной обработки на свойства приповерхностного слоя образцов из Ni—Cr-, Co—Cr-сплавов, стали 45 и титана. Результаты, представленные в настоящей работе, являются продолжением исследований универсального плазменного метода обработки изделий из металлов и сплавов, основанного на новых принципах возбуждения импульсных микроплазменных разрядов, способных упрочнять металлические изделия со сложной формой поверхности.

В данной работе метод микроплазменной обработки использовался для эффективной модификации поверхности образцов из алюминиевого сплава В95, широко применяемого в машиностроении.

Основные цели работы состояли в следующем:

исследовать возможность применения микроплазменного метода для формирования прочного микро- рельефа на поверхности алюминиевого сплава;

измерить пороговые значения параметров плазмы, которые определяют устойчивое возбуж-

Иванов Вячеслав Алексеевич, зав. лабораторией.
Коныжев Михаил Евгеньевич, научный сотрудник.
Сахаров Александр Сергеевич, старший научный сотрудник.
Дорофеюк Анна Александровна, научный сотрудник.
Камолова Татьяна Ивановна, научный сотрудник.
Сатунин Сергей Николаевич, научный сотрудник.
Летунов Александр Алексеевич, старший научный сотрудник.
Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН.
Россия, 119991, Москва, ул. Вавилова, 38.
Тел. 8 (499) 503-83-44. E-mail: ivanov@fpl.gpi.ru
Куксенова Лидия Ивановна, зав. лабораторией.
Лаптева Валерия Григорьевна, старший научный сотрудник.
Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН.
Россия, 101990, Москва, Харитоньевский пер., 4.

Статья поступила в редакцию 25 сентября 2010 г.

@ Иванов В. А., Коныжев М. Е., Куксенова Л. И., Лаптева В. Г., Сахаров А. С., Дорофеюк А. А., Камолова Т. И., Сатунин С. Н., Летунов А. А., 2010

дение импульсных микроплазменных разрядов на поверхности алюминиевого сплава;

оценить микрогеометрические, металлофизические и триботехнические характеристики приповерхностного слоя алюминиевых образцов, обработанных микроплазменными разрядами.

Экспериментальные установки и методы исследований

Возбуждение импульсных микроплазменных разрядов на поверхности металлов и измерение характеристик плазмы проводились в ИОФ РАН на установке "Сфера" [2—7]. Изучение микрогеометрических, металлофизических и триботехнических свойств поверхности металлических образцов, обработанных микроплазменными разрядами, выполнялись на специализированных стендах с помощью аппаратуры и методов, разработанных в ИМАШ РАН [8, 9].

Экспериментальная установка "Сфера" (рис. 1) предназначена для возбуждения и поддержания импульсных микроплазменных разрядов на поверхности образцов из металлов и сплавов. Установка состоит из сферической вакуумной камеры диаметром 50 см, оборудованной плазменным инжектором, системой обеспечения вакуумных условий (форвакуумный насос, вакуумная магистраль, вакуумметр и другие необходимые устройства), системой крепления и перемещения металлических образцов, системой диагностики плазменных и электрических параметров разрядов. Остаточное давление воздуха в вакуумной камере не превышало значения 0,05 Торр.

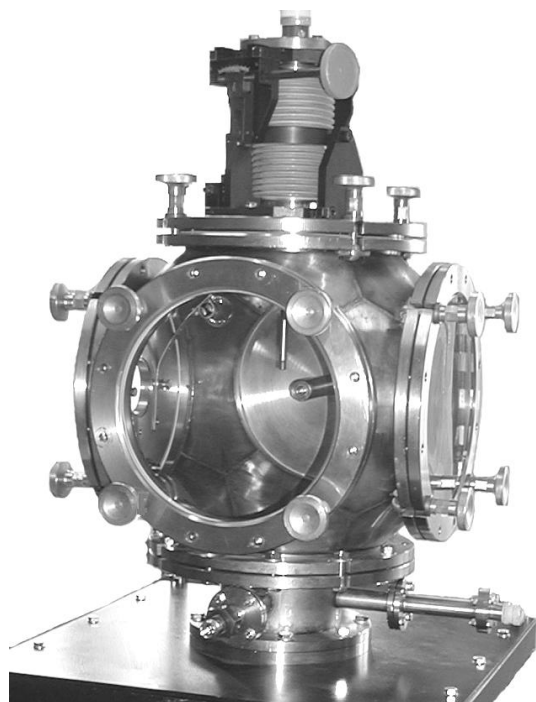


Рис. 1. Внешний вид вакуумной камеры установки "Сфера"

Плазменный инжектор коаксиального типа с водяным охлаждением создавал импульсный поток плазмы в результате импульсного высоковольтного электрического разряда (амплитуда импульсного электрического напряжения 7 кВ, амплитуда импульсного электрического тока 1,5 кА, длительность знакопеременного импульса 15 мкс), возникающего на поверхности диэлектрика. В качестве плазмообразующего диэлектрического материала в инжекторе использовался полиметилметакрилат, при этом основным ионным компонентом плазмы являлись ионы водорода (90—80 %) и ионы углерода (10—20 %), а доля более тяжелых ионов составляла менее 1 %. При взаимодействии плазменного потока с металлическим образцом на поверхности образца возникали и развивались многочисленные микроплазменные разряды, суммарная длительность которых составляла 18 мс.

В экспериментах использовались образцы из высокопрочного алюминиевого сплава В95 состава: Zn — 5—7 %, Mg — 1,8—2,8 %, Cu — 1,4—2 %, Cr — 0,1—0,25 %, остальное Al. Исходные образцы имели форму параллелепипеда 4×4×12 мм и подвергались предварительной механической обработке (фрезерование и шлифование), в результате чего шероховатость поверхности исходных образцов составляла величину 1—3 мкм.

Исходные образцы из алюминиевого сплава В95 подвергались микроплазменной обработке в двух режимах: режим 1 — электрическое напряжение на образце "—400 В", амплитуда стартового электрического тока микроплазменного разряда $i = 200$ А, характерное время экспоненциального спада тока разряда 4 мс, количество импульсов плазмы $N = 120$; режим 2 отличался от режима 1 намного большим количеством импульсов плазмы, которое составляло $N = 450$.

В отличие от ранее исследованных нами образцов из Ni—Cr- и Co—Cr-сплавов, которые подвергались термическому отжигу в воздухе в целях создания диэлектрической оксидной пленки на их поверхности и снижения порога возбуждения микроплазменных разрядов [3, 5], образцы из сплава В95 не подвергались предварительной термической обработке. Следовательно, на поверхности сплава В95 не формировалась специальным образом диэлектрическая оксидная пленка.

В ходе экспериментов измерения параметров плазмы проводились с помощью системы одно-, двух- и трехэлектродного лэнгмюровских зондов [10], подключенных к диагностическому блоку. Диагностический блок при подключении зондовой системы позволял проводить измерения температуры, концентрации, электрического потенциала и вольтамперных характеристик плазмы. Зонды

Ленгмюра, укрепленные на вакуумном манипуляторе, могли перемещаться внутри вакуумной камеры.

Микротвердость образцов измерялась на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450—60) при нагрузках на индентор 200, 100, 50 и 10 гс (время выдержки 15 с). При каждом значении нагрузки на одну из граней каждого образца наносились 7—10 отпечатков индентора. По значениям диагонали отпечатков оценивалась глубина зондирования и микротвердость поверхностного слоя образцов.

Микрорельеф поверхности образцов оценивался с помощью профилографа—профилометра (модель 201). Регистрация профилограмм производилась при вертикальном увеличении 2000 и горизонтальном увеличении 200. В результате обработки полученных профилограмм рассчитывались значения величины H_{\max} (средняя высота микровыступов относительно средней линии профиля микрорельефа) как для исходных образцов, так и для образцов, обработанных микроплазменными разрядами. Аналогичные измерения величины H_{\max} многократно проводились в процессе триботехнических испытаний образцов.

Для изучения микроструктуры приповерхностного слоя металлических образцов был использован метод скользящего пучка рентгеновских лучей [8]. Данный метод дает возможность проводить исследования при разных углах наклона зондирующего пучка лучей к исследуемой поверхности образца и изучать изменения микроструктуры в тонких приповерхностных слоях материала образцов при глубине исследуемого слоя, изменяющейся в интервале значений от одного до десятков микрометров.

Триботехнические испытания исследуемых образцов проводились в лабораторных условиях на восьмипозиционной машине трения с возвратно-поступательным движением сопряженных образцов [9]. Средняя скорость относительного скольжения образцов 0,19 м/с. Максимальная нагрузка на образцы составляла 1250 Н. В качестве смазочного материала использовался солидол. Образец из исследуемого сплава В95 устанавливался на машине трения неподвижно, а относительно него реверсивно передвигался контрообразец под давлением. Этот контрообразец был изготовлен из стали 20, подвергнутой цементации, последующей термической закалке и отпуску до твердости HRC60. Перед испытаниями обеспечивалось полное прилегание рабочей поверхности образца к поверхности контрообразца.

Для определения сравнительной износостойкости и антифрикционности материалов пары трения образец-контрообразец испытания проводились при ступенчато повышаемых давлениях 0,2; 0,5; 1; 1,5;

2; 2,5; 3; 3,5; 4; 4,5; 5; 6; 7 МПа и т. д.: в течение 30 мин при каждом из давлений до достижения предельно допустимых значений, при которых происходили задир пары, "катастрофический" износ и резкое увеличение силы трения. Перед каждым новым испытанием проводилось смазывание рабочих поверхностей образцов солидолом. После окончания каждого цикла испытаний образец вынимали из держателя машины трения, промывали в бензине и просушивали. Затем с помощью профилографа-профилометра производили регистрацию профилограммы 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, по которым определялись коэффициенты трения.

Экспериментальные результаты

Характеристики импульсного потока водородно-углеродной плазмы при обработке образцов из алюминиевого сплава аналогичны характеристикам плазмы при микроплазменной обработке Ni—Cr- и Co—Cr-сплавов [2—4], стали 45 [6] и титана [7]: скорость распространения фронта плазмы — $1 \cdot 10^7$ см/с; длительность спадающего во времени импульсного потока плазмы — 20 мкс; электронная температура плазмы в плазменном потоке — 10 эВ; максимальное значение плотности плазмы в зоне размещения образцов — $5 \cdot 10^{11}$ см⁻³; величина падения напряжения на образце на стадии протекания электрического тока — 50 В, средняя скорость микроплазменной обработки поверхности образцов — 0,2 см²/импульс.

Известно [3, 5], что наличие диэлектрической пленки на поверхности металла существенно облегчает возбуждение микроплазменных разрядов на поверхности образцов, облучаемых потоком плазмы. Хотя в наших экспериментах специальной диэлектрической пленки на поверхность образцов из алюминиевого сплава В95 не наносилось, тем не менее тонкая оксидная пленка (толщиной 10—100 нм) всегда присутствовала на поверхности образцов в результате процессов окисления в воздушной атмосфере даже при низком остаточном давлении в вакуумной камере установки "Сфера". При взаимодействии потока внешней плазмы с металлическими образцами, покрытыми тонкой диэлектрической пленкой, на ее поверхности происходило накопление электрического заряда. При этом внешняя поверхность пленки заряжалась до плавающего потенциала плазмы (≈ 0 В), а внутрен-

ная поверхность пленки оставалась при потенциале образца (~ -400 В). Таким образом, в тонкой диэлектрической пленке возникало сильное электрическое поле, которое превышало критическое значение для электрического пробоя в объеме этой пленки (> 1 МВ/см). В результате электрического пробоя пленки на поверхности металлических образцов возникали и развивались микроплазменные разряды.

Алюминиевые образцы облучались плазменным потоком с плотностью плазмы $5 \cdot 10^{11}$ см $^{-3}$. При этом возбуждение локальных микроплазменных разрядов на поверхности образцов в потоке внешней импульсной плазмы при количестве импульсов $N = 120$ или 450 происходило с вероятностью около 10 %, т. е. количество первичных микроплазменных разрядов, инициируемых на поверхности образцов, составляло величину 12 или 45 импульсов, соответственно.

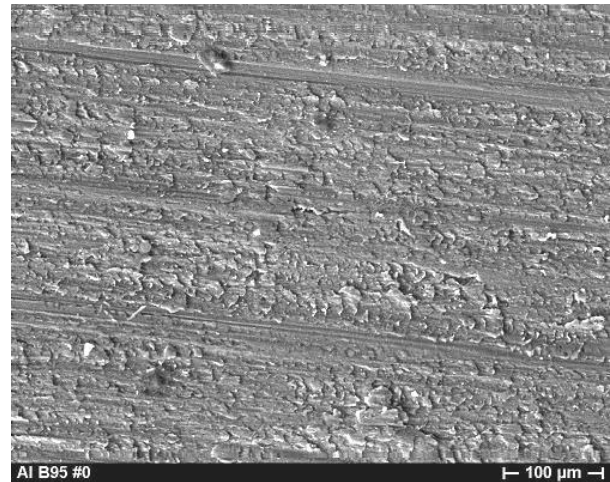
В результате развития микроплазменных разрядов на поверхности образцов возникали катодные пятна, плотность плазмы в которых достигала величины 10^{19} — 10^{20} см $^{-3}$ [11]. Эта плотная локализованная плазма быстро движущихся катодных пятен [12] вызывала на поверхности алюминиевых образцов интенсивное плавление локальных областей металла и их быстрое остывание вследствие высокой теплопроводности и быстрого отвода тепла от поверхности вглубь объема металла. После окончания воздействия плотной плазмы катодных пятен в локальных областях на поверхности образцов наблюдалось образование как одиночных микрократеров, так и их скоплений.

В результате многократно повторяющихся циклических процессов быстрого плавления и затвердевания локальных областей приповерхностного слоя образцов в режимах 1 ($N = 120$) или 2 ($N = 450$) на поверхности алюминиевого сплава В95 формировался сплошной переплавленный слой, имеющий развитую структуру поверхностного микрорельефа (рис. 2).

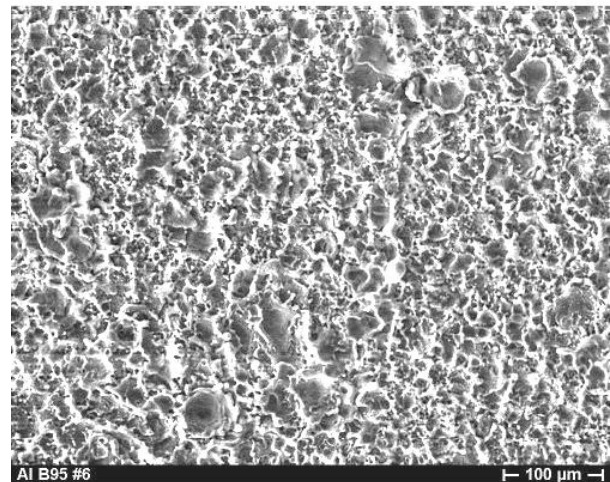
После микроплазменного упрочнения образцов из алюминиевого сплава В95 в режиме 1 ($N = 120$) различные грани одного и того же образца отличались друг от друга по характеристикам микрорельефа в 3,5 раза ($H_{\max} = 4,5$ и 16 мкм). После микроплазменного упрочнения образцов в режиме 2 ($N = 450$) все грани имели грубую шероховатость с максимальной высотой микрорельефа $H_{\max} = 18$ мкм.

На основе измерений обнаружено, что для исходных алюминиевых образцов микротвердость их приповерхностного слоя, сформировавшегося в результате предварительной механической обработки, существенно изменяется, снижаясь с приближением к свободной поверхности (рис. 3, кри-

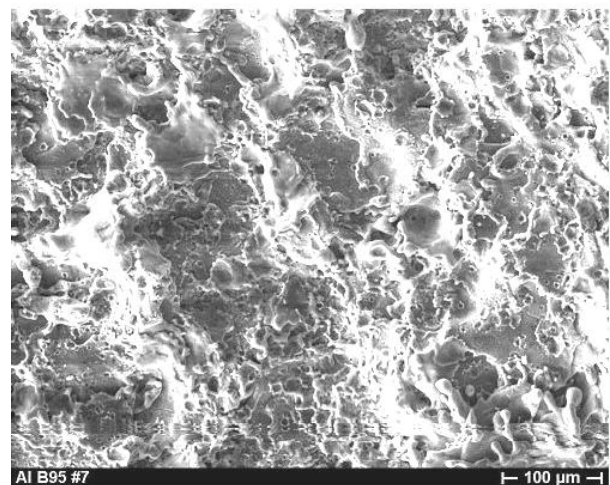
вая 1): на расстоянии от поверхности 12 мкм значение $H_V = 110$ кгс/мм 2 , на расстоянии от поверхности 7 мкм значение $H_V = 80$ кгс/мм 2 , а на глубине 4 мкм величина $H_V = 40$ кгс/мм 2 .



а



б



в

Рис. 2. Микрофотографии поверхности образцов из алюминиевого сплава В95:

а — в исходном состоянии; б — в результате микроплазменной обработки в режиме 1 ($N = 120$); в — в результате микроплазменной обработки в режиме 2 ($N = 450$)

В результате обработки алюминиевых образцов микроплазменными разрядами в режиме 1 ($N = 120$) микротвердость граней с малой шероховатостью ($H_{\max} = 4,5$ мкм) практически не отличается от микротвердости образцов в исходном состоянии. Микротвердость граней с грубой шероховатостью ($H_{\max} = 16$ мкм) заметно превышает микротвердость поверхности исходного образца. При этом величина микротвердости уменьшается с приближением к свободной поверхности (см. рис. 3, кривая 2) аналогично характеру изменения микротвердости для граней с малой шероховатостью ($H_{\max} = 4,5$ мкм).

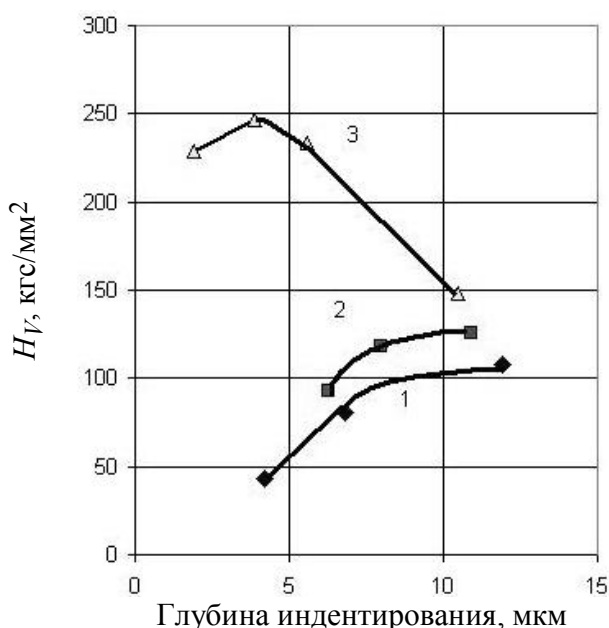


Рис. 3. Изменение микротвердости H_V по глубине образцов из алюминиевого сплава В95:

- 1 — в исходном состоянии; 2 — в результате микроплазменного упрочнения в режиме 1 ($N = 120$), $H_{\max} = 16$ мкм;
- 3 — в результате микроплазменного упрочнения в режиме 2 ($N = 450$), $H_{\max} = 18$ мкм

Обработка алюминиевых образцов микроплазменными разрядами в режиме 2 ($N = 450$) приводит к значительному повышению величины микротвердости приповерхностного слоя металла на глубине от 2 до 12 мкм (см. рис. 3, кривая 3). При этом микроплазменное упрочнение образцов по отношению к их исходному состоянию характеризуется увеличением их микротвердости более чем в 5 раз на глубине 4 мкм и в 1,5 раза на глубине 10 мкм.

Микроплазменное упрочнение образцов в режиме 2 ($N = 450$) по сравнению с упрочнением в режиме 1 ($N = 120$) характеризуется увеличением их микротвердости в 2,5 раза для слоев толщиной 6 мкм и в 1,2 раза для слоев толщиной 10 мкм. Следует заметить, что для образцов, обработанных в режиме 2 ($N = 450$), наблюдалось образование

микротрещин в процессе измерения микротвердости при внедрении измерительного индентора в приповерхностный слой образцов, обработанных микроплазменными разрядами. При этом множественные микротрещины распространялись от вершины отпечатка индентора к периферии, что указывает на повышенную хрупкость сформированного приповерхностного слоя алюминия при микроплазменной обработке.

Для оценки структурных изменений образцов из алюминиевого сплава В95 после их микроплазменной обработки в различных режимах были проведены рентгеноструктурные исследования приповерхностного слоя образцов при углах наклона $\alpha = 20^\circ, 6^\circ, 2^\circ$ первичного пучка рентгеновского излучения по отношению к исследуемой поверхности. Величину угла наклона α выбирали такой, чтобы толщина рентгенографически зондируемого слоя соответствовала глубине проникновения индентора в приповерхностный слой при измерении микротвердости.

Установлено, что приповерхностные слои в исходном состоянии ($\alpha = 20^\circ$) имеют выраженную текстуру деформации, наличие которой указывает на изменение размеров и ориентации микрокристаллов вещества. О текстуре деформации сплава В95 в исходном состоянии свидетельствуют текстурные максимумы на интерференционных линиях (111) в объеме образцов. С приближением к поверхности ($\alpha = 6^\circ$) текстурные максимумы размываются, указывая на снижение степени текстурирования. В слоях, прилегающих к свободной поверхности ($\alpha = 2^\circ$), текстура полностью исчезает. Размытие и исчезновение текстуры связано с предварительной механической обработкой поверхности образцов (фрезерование и шлифование). Влияние текстуры на свойства металлов неоднозначно. В некоторых случаях наличие определенной текстуры можно использовать для повышения технологических или эксплуатационных характеристик металла, в других случаях текстуру требуется устранять специальной обработкой.

Обработка поверхности алюминиевых образцов микроплазменными разрядами в режиме 1 ($N = 120$) приводит к тому, что в приповерхностном слое толщиной 10—12 мкм, которая соответствует углу скольжения зондирующего рентгеновского пучка $\alpha = 20^\circ$, первоначальная текстура деформации (111) значительно размывается. Оценка перераспределения интенсивностей интерференционных линий на рентгенограмме в результате изменения текстуры образцов показала, что текстура приповерхностных слоев ($\alpha = 6^\circ$ и 2°) сплава В95 после микроплазменной обработки в режиме 1 характеризуется неоднородностью интенсивностей линий (331) в азимутальном направ-

лении, что свидетельствует о начале создания новой текстуры в плоскостях (331) в отличие от первоначальной текстуры деформации, когда регистрируются максимумы интенсивности только на интерференционных линиях (111).

Обработка алюминиевого сплава микроплазменными разрядами в режиме 2 ($N = 450$) и последующий рентгеновский анализ позволили выявить следующие характерные особенности рентгенограмм приповерхностного слоя образцов:

на линиях интерференции (331) регистрируется четкий текстурный максимум, свидетельствующий о том, что с увеличением количества микроплазменных разрядов выраженная новая текстура формируется полностью;

другие интерференционные линии рентгенограмм являются точечными на фоне неравномерного распределения интенсивности в азимутальном направлении. Характер рентгенограмм обработанного приповерхностного слоя сплава В95 указывает на наличие процесса динамической рекристаллизации, т. е. процесса образования новых зерен из исходных деформированных зерен основной металлической фазы в процессе микроплазменной обработки.

Судя по рентгенограмме приповерхностного слоя алюминиевого сплава, обработанного в режиме 2 ($N = 450$), его структура в целом является разнотельной, которая, как известно, не обладает стабильными и высокими механическими свойствами. Можно полагать, что большие скорости нагрева и охлаждения поверхности сплава при большом количестве импульсов воздействия приводят к высоким остаточным напряжениям, обуславливающим растрескивание в зоне индентора в процессе измерения микротвердости приповерхностного слоя образцов.

Результаты триботехнических испытаний образцов из алюминиевого сплава В95 в исходном состоянии и в результате микроплазменного упрочнения в режиме 1 ($N = 120$) приведены на графиках зависимостей: а) I — интенсивности изнашивания, б) f — коэффициента трения от прикладываемого к образцам давления (рис. 4, а, б). Из приведенных данных видно, что лучшие триботехнические характеристики сформированного приповерхностного слоя алюминиевых образцов получены в результате микроплазменного упрочнения в режиме 1 ($N = 120$).

Для всех образцов в начале триботехнических испытаний наблюдается приработочный (притирочный) износ: при самом малом давлении $p = 0,2$ МПа интенсивность изнашивания алюминиевых образцов и коэффициент трения имеют относительно большие значения. С помощью профилографирования установлено, что за первые

10 мин процесса истирания при $p = 0,2$ МПа средняя высота микрорельефа приповерхностного слоя алюминиевых образцов уменьшается на 30 %, например, от значения $H_{\max} = 10$ до 7 мкм.

$I_1 \cdot 10^9$

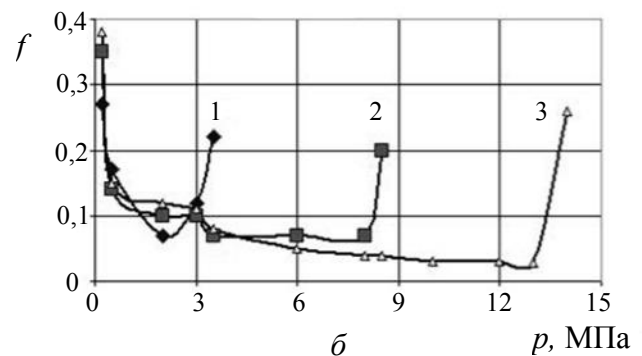
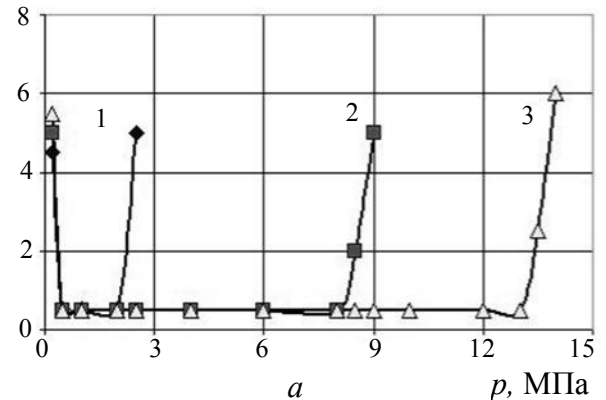


Рис. 4. Зависимости:

а — I — относительной интенсивности изнашивания;
б — f — коэффициента трения от прикладываемого давления p к образцам из алюминиевого сплава В95:

1 — в исходном состоянии; 2 — в результате микроплазменного упрочнения в режиме 1 ($N = 120$), $H_{\max} = 4,5$ мкм;

3 — в результате микроплазменного упрочнения в режиме 1 ($N = 120$), $H_{\max} = 16$ мкм

После стадии притирочного износа образца следует стадия слабого истирания его рабочей поверхности, которая характеризуется малыми значениями интенсивности изнашивания и коэффициента трения. Для исходных образцов без микроплазменной обработки наименьшие значения интенсивности изнашивания достигают величины $I = 0,56 \cdot 10^{-9}$; для образцов, подвергнутых микроплазменной обработке в режиме 1 ($N = 120$), независимо от величины шероховатости поверхности, $I = 0,5 \cdot 10^{-9}$, т. е. интенсивности изнашивания этих образцов практически одинаковые. Однако в результате микроплазменной обработки образцов в режиме 1 ($N = 120$), стойкость их приповерхностного слоя к образованию задиров (задиростойкость) резко возрастает. При истирании поверхности исходных алюминиевых образцов

под нагрузкой предельно допустимое давление $p = 2,2$ МПа; при $p = 2,5$ МПа появляются задиры (см. рис. 4, а, б, кривые 1). В результате микроплазменной обработки алюминиевых образцов их приповерхностный слой с малой шероховатостью $H_{\max} = 4,5$ мкм (см. рис. 4, а, б, кривые 2) характеризуется предельно допустимым давлением $p = 8$ МПа, а приповерхностный слой с большой шероховатостью $H_{\max} = 16$ мкм характеризуется предельно допустимым давлением $p = 13$ МПа (см. рис. 4, а, б, кривые 3).

Для образцов, подвергнутых микроплазменной обработке в режиме 1 ($N = 120$) обнаружено, что с увеличением шероховатости их поверхности коэффициенты трения, соответствующие предельно допустимым давлениям, в исследуемых парах трения снижаются (см. рис. 4, б). Действительно, для пар с исходными алюминиевыми образцами наименьший коэффициент трения $f_{\min} = 0,075$ при $p = 2,2$ МПа (см. рис. 4, б, кривая 1); для пар с алюминиевыми образцами, имеющими $H_{\max} = 4,5$ мкм, $f_{\min} = 0,07$ при $p = 8$ МПа (см. рис. 4, б, кривая 2); для пар с алюминиевыми образцами, имеющими $H_{\max} = 16$ мкм, $f_{\min} = 0,025$ при $p = 13$ МПа (см. рис. 4, б, кривая 3). Таким образом, увеличение шероховатости поверхности алюминиевых образцов в результате микроплазменной обработки в режиме 1 ($N = 120$) приводит к уменьшению их коэффициента трения. Это обусловлено тем, что более глубокий микрорельеф приповерхностного слоя образцов намного лучше удерживает смазочный материал, который уменьшает трение и износ приповерхностного слоя образцов даже при увеличении прикладываемых давлений в несколько раз.

Для алюминиевых образцов, подвергнутых микроплазменной обработке в режиме 2 ($N = 450$), наблюдается очень сильный приработочный износ: при самом малом давлении $p = 0,2$ МПа интенсивность изнашивания приповерхностного слоя алюминиевых образцов настолько высока, что в течение 8 мин испытаний микрорельеф на поверхности образцов полностью разрушается с образованием задиры, количество которых катастрофически возрастает при повышении давления до $p = 0,5$ МПа. При этом коэффициент трения $f = 0,4$, а интенсивность изнашивания приповерхностного слоя образцов достигает величины $I = 2 \cdot 10^{-7}$, что приблизительно в 350 раз превышает интенсивность изнашивания как исходных образцов, так и образцов, обработанных микроплазменными разрядами в режиме 1 ($N = 120$).

Анализ полученных результатов указывает на то, что катастрофический износ приповерхностного слоя алюминиевых образцов, обработанных микроплазменными разрядами в режиме 2

($N = 450$), происходит в процессе их триботехнических испытаний в результате лавинообразного отслаивания твердых микрочастиц упрочненного приповерхностного слоя, которые служат абразивом, ускоряющим процессы образования задиры и катастрофического износа образцов. Это также подтверждается тем, что задиры образуются и на поверхности стального контрообразца с твердостью HRC60.

Заключение

В результате экспериментальных исследований установлено, что в вакууме (остаточное давление воздуха не выше 0,05 Торр) при взаимодействии импульсного потока плазмы (электронная температура плазмы 10 эВ; максимальная плотность плазмы $5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$) с алюминиевыми образцами на их поверхности возбуждались микроплазменные разряды. В местах локализации этих разрядов происходило плавление приповерхностного слоя металла. В процессе движения микроплазменных разрядов по поверхности образцов, в результате многократного повторения процессов локального плавления и затвердевания металла на поверхности образцов формировался сплошной переплавленный слой, который характеризуется измененными структурно-фазовыми состояниями и имеет развитую структуру микрорельефа (шероховатость) с высотой микровыступов в интервале значений 4,5—18 мкм.

Установлено, что существуют режимы микроплазменной обработки алюминия, при которых происходит значительное улучшение триботехнических свойств его приповерхностного слоя: повышение микротвердости, увеличение износостойкости при трении, повышение предельно допустимых давлений и снижение коэффициента трения.

Для лучших алюминиевых образцов, обработанных микроплазменными разрядами, предельно допустимое давление при трении достигает значения $p = 13$ МПа, которое в 5 раз превышает соответствующую величину $p = 2,5$ МПа для исходных образцов. И хотя при этом интенсивность износа при трении приповерхностного слоя обработанных алюминиевых образцов уменьшается лишь на 10 %, диапазон рабочих давлений расширяется в 6 раз от интервала (0,2—2) МПа до интервала (0,2—12) МПа. В этом же диапазоне рабочих давлений (0,2—12) МПа коэффициент трения приповерхностного слоя алюминиевых образцов, обработанных микроплазменными разрядами, снижается до значения $f_{\min} = 0,024$, которое в 3 раза меньше соответствующей величины $f_{\min} = 0,075$ для исходных образцов.

Авторы выражают благодарность

Р. Х. Залавутдинову за предоставленные микрофотографии поверхности образцов (см. рис. 2) и Б. Н. Казину за техническое обеспечение работ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект РФФИ № 09-08-00753-а).

Л и т е р а т у р а

1. Иванов В. А. Возбуждение и воздействие микроплазменных разрядов на металлы и сплавы в плазме сверхвысокочастотного факела//Прикладная физика, 2001. № 2. С. 5—39.
2. Иванов В. А., Коныжев М. Е., Спиринов А. М., Дорофеев А. А., Камолова Т. И., Куксенова Л. И., Лаптева 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.
3. Иванов В. А., Коныжев М. Е., Сахаров А. С. Возбуждение микроплазменных разрядов на металлах с диэлектрической пленкой//Прикладная физика. 2006. № 6. С. 114—121.
4. Иванов В. А., Коныжев М. Е., Спиринов А. М., Дорофеев А. А., Камолова Т. И., Куксенова Л. И., Лаптева В. Г., Залавутдинов Р. Х. Формирование прочного микрорельефа на поверхности Co—Cr-сплава при взаимодействии с микро-

плазменными разрядами//Прикладная физика. 2007. № 6. С. 60—70.

5. Иванов В. А., Сахаров А. С., Коныжев М. Е. Иницирование микроплазменных разрядов на краю диэлектрической пленки, нанесенной на поверхность металла//Физика плазмы. 2008. Т. 34. № 2. С. 171—184.

6. Иванов В. А., Коныжев М. Е., Сатунин С. Н., Дорофеев А. А., Камолова Т. И., Куксенова Л. И., Лаптева В. Г. Упрочнение приповерхностного слоя образцов из конструкционной стали микроплазменными разрядами//Прикладная физика. 2008. № 6. С. 62—69.

7. Иванов В. А., Коныжев М. Е., Куксенова Л. И., Лаптева В. Г., Сахаров А. С., Камолова Т. И., Дорофеев А. А., Сатунин С. Н. Сильное локализованное взаимодействие микроплазменных разрядов с титаном//Прикладная физика. 2009. № 6. С. 76—83.

8. Рыбакова Л. М., Куксенова Л. И. Структура и износостойкость металла. — М.: Машиностроение, 1982. — 212 с.

9. Методы испытаний на трение и износ/Справ. изд. Л. И. Куксенова, В. Г. Лаптева, А. Г. Колмаков, Л. М. Рыбакова. — М.: Интермет Инжиниринг, 2001. — 152 с. (Специалист-металловед).

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

11. Ivanov V. A., Juttner B., Pursch H. Time-resolved Measurements of the Parameters of Arc Cathode Plasmas in Vacuum//IEEE Transactions on Plasma Science, 1985. V. PS-13. No. 5. P. 334—336.

12. Ivanov V. A., Juttner B., Zimin A. M. Development of cathode spots on the surface of a beryllium//Plasma Devices and Operations, 2002. V. 10. No. 2. P. 109—116.

The effect of microplasma discharges on aluminium surface

*V. A. Ivanov, M. E. Konyzhev, A. S. Sakharov, A. A. Dorofeyuk,
T. I. Kamolova, S. N. Satunin, A. A. Letunov*

A. M. Prokhorov General Physics Institute, 38 Vavilov str., Moscow, 119991, Russia
E-mail: ivanov@fpl.gpi.ru

L. I. Kuxenova, V. G. Lapteva

A. A. Blagonravov Institute of Mechanical Engineering, 4 Khariton al., Moscow, 101990, Russia

An excitation of microplasma discharges on the surface of samples of aluminum alloy V95, placed in a uniform pulsed plasma stream, were studied experimentally. The strong interaction between the localized microplasma discharges with aluminum in the surface layer has been characterized by rapid melting and subsequent cooling of the metal in localized regions of a micron size. The surface of aluminum is formed by a solid remelted layer with thickness up to 20 microns, which is characterized by strong changes of physical, structural and tribological properties of the metal.

PACS: 52.40.Hf; 81.40.-z

Keywords: plasma, metal, aluminium, microplasma discharge, surface, tribological properties.

Bibliography — 12 references.

Received September 25, 2010