

ны в водородной плазме в магнитной ловушке стеллараторного типа// Прикладная физика. 2007. № 6. С. 51—59.

9. Мецерыков А. И., Морозов А. Е., Голиков А. А., Вафин И. Ю., Нечаев Ю. И. Измерение сопротивления излучения полоидальной антенны и спектра быстрой магнитозвуковой волны при ИЦР нагреве плазмы на стеллараторе "Ливень-2М"// Физика плазмы. 2008. Т. 34. Вып. 3. С. 1—9.

Статья поступила в редакцию 22 июля 2008 г.

Ion cyclotron resonance heating of a hydrogen plasma in the L-2M stellarator

A. I. Meshcheryakov, M. S. Berezhetskiy, A. E. Morozov, Yu. I. Nechaev

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

The radiation impedance of the poloidal antenna installed in the vacuum chamber of the L-2M stellarator is measured as a function of the mean density of a hydrogen plasma under ion cyclotron resonance heating (ICRH) conditions. When the stellarator magnetic field was weaker than the cyclotron resonance field for high-frequency heating radiation at 20 MHz, it was found that up to ten toroidal resonance oscillation modes with different wavenumbers $K=1\div 10\text{ m}^{-1}$ were excited in the plasma. Computer simulations of the generation and propagation of fast magnetosonic (FMS) waves reveal the excitation of precisely the same modes. It is confirmed that toroidal modes in a plasma can be excited by magnetic probes. By using model magnetic probe signals and by comparing them with the experimental signals, it is shown that toroidal modes are excited during the propagation of FMS waves in the direction of the stellarator magnetic field.

PACS: 52.50.-b

УДК 533.924:621

Упрочнение приповерхностного слоя образцов из конструкционной стали микроплазменными разрядами

В. А. Иванов, М. Е. Коньжеев,

С. Н. Сатунин, А. А. Дорофеюк, 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

Проведены экспериментальные исследования сильного локального взаимодействия микроплазменных разрядов с образцами из конструкционной стали 45. Установлено, что в приповерхностном слое этих образцов, обработанных микроплазменными разрядами, формируется переплавленная область, которая характеризуется сильно измененными физико-химическими свойствами стали. Показано, что шероховатость, микротвердость, износостойкость и другие свойства обработанных образцов из стали 45 значительно отличаются от соответствующих исходных значений.

PACS: 52.77.-j

Введение

В качестве стандартных промышленных методов объемного упрочнения металлов и сплавов используются в основном методы термомеханического закаливания металлических изделий различ-

ного назначения. Наряду с этим в последние годы для упрочнения приповерхностного слоя металлов и сплавов применяют также лучевые, пучковые и плазменные методы [1]. Однако лазерное излучение и потоки заряженных частиц можно эффективно применять лишь для отдельных видов обра-

ботки металлических изделий с простыми геометрическими формами типа плоскости или цилиндра. В противовес этому методу в работе [2] предложен универсальный плазменный метод обработки изделий из металлов и сплавов, основанный на новом принципе возбуждения импульсных микроплазменных разрядов, способных упрочнять приповерхностный слой металлических изделий со сложной формой поверхности. С помощью микроплазменных разрядов оказалось возможным не только упрочнять приповерхностный слой металлов и сплавов, но и создавать микро-рельеф на поверхности металлических изделий, что весьма важно для деталей, работающих в условиях сильного трения со смазкой. Наличие прочного микро-рельефа способствует эффективному удержанию смазки между трущимися деталями, в результате чего происходят существенное снижение силы трения и уменьшение износа трущихся металлических деталей.

В данной работе метод микроплазменной обработки использовался для эффективной модификации поверхности образцов из конструкционной стали 45, широко применяемой в машиностроении. Основные цели данной работы:

исследовать возможность применения микроплазменного метода для формирования прочного микро-рельефа на поверхности образцов из конструкционной стали 45, широко применяемой в узлах трения машин и механизмов;

изучить свойства микро-рельефа, образующегося на поверхности образцов из стали 45 в результате их взаимодействия с микроплазменными разрядами;

исследовать металлофизические и триботехнические характеристики образцов из стали 45, обработанных микроплазменными разрядами.

Экспериментальные установки

Микроплазменную обработку образцов из стали 45 проводили в ИОФ РАН на установке “Сфера” [3, 4]. Изучение металлофизических, триботехнических и микроструктурных свойств поверхности металлических образцов, обработанных микроплазменными разрядами, выполнялось на специализированных стендах с помощью аппаратуры и методов, разработанных в ИМАШ РАН. Исследование микроструктуры приповерхностного слоя металлических образцов проводили также в ИМАШ РАН с использованием метода скользящего рентгеновского пучка.

Экспериментальная установка “Сфера” предназначена для возбуждения и поддержания импульсных микроплазменных разрядов на поверхности образцов из металлов и сплавов. Эксперименты проводили в вакуумной камере, оборудованной

плазменным инжектором, системой крепления и перемещения металлических образцов, системой диагностики плазменных и электрических параметров разрядов.

Вакуумная часть установки состоит из сферической вакуумной камеры диаметром 50 см и системы обеспечения вакуумных условий (вакуумный насос, вакуумная магистраль, вакуумметр и другие необходимые устройства). Остаточное давление воздуха в вакуумной камере поддерживалось на уровне 0,01—0,05 Торр.

Плазменный инжектор коаксиального типа с водяным охлаждением создавал в камере импульсный поток плазмы в результате импульсного высоковольтного электрического разряда (электрическое напряжение — 7 кВ, электрический ток — 1,5 кА, длительность знакопеременного импульса — 20 мкс), возникающего на поверхности диэлектрика. В качестве плазмообразующего диэлектрического материала в инжекторе использовался полиметилметакрилат, при этом основным ионным компонентом плазмы являлись ионы водорода (80—90 %) и ионы углерода (10—20 %), а доля более тяжелых ионов составляла менее 1 % [3]. Параметры плазмы, создаваемой плазменным инжектором, измерялись одно- и двухэлектродными электрическими зондами Ленгмюра.

Установка оборудована двумя вакуумными манипуляторами [3]. Один манипулятор 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 манипулятор использовался для крепления и перемещения металлических образцов. С помощью второго манипулятора можно было перемещать образцы в плазменном потоке, который создавался плазменным инжектором в вакуумной камере. Перемещение образцов в плазменном потоке позволяло изменять концентрацию плазмы вблизи поверхности образцов и находить оптимальные условия для возбуждения микроплазменных разрядов на их поверхности.

В экспериментах использовались образцы из стали 45 с содержанием углерода 0,42—0,49 %. Шлифованные образцы из стали 45 с шероховатостью ~1 мкм имели форму параллелепипеда 4×4×12 мм. Всего было изготовлено и исследовано 12 образцов.

Методы исследований

В ходе экспериментов измерение параметров плазменного потока проводили с помощью ленгмюровских зондов, подключенных к диагностическому блоку. Диагностический блок позво-

лял проводить измерения температуры, концентрации, электрического потенциала и вольт-амперных характеристик (ВАХ) плазмы.

Образцы из стали 45 подвергали микроплазменной обработке в одном из двух режимов. Режим 1 — электрическое напряжение на образце —400 В, стартовый электрический ток микроплазменного разряда $i = 200$ А, длительность микроплазменного разряда 4 мс, количество импульсов плазмы $N = 120$. Режим 2 — напряжение на образце —400 В, стартовый ток микроплазменного разряда $i = 200$ А, длительность микроплазменного разряда 4 мс, количество импульсов плазмы $N = 450$.

В отличие от ранее исследованных нами образцов из никелево-хромистого Ni—Cr- и кобальтово-хромистого Co—Cr-сплавов, которые подвергались термическому отжигу в воздухе в целях создания диэлектрической оксидной пленки на поверхности сплавов [3, 4], образцы из стали 45 не подвергались предварительной термической обработке, следовательно, на их поверхности не формировалась специальным образом диэлектрическая окисная пленка.

Микротвердость образцов измеряли на приборе ПМТЗ (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. По значениям диагонали отпечатков оценивали их глубину и величину микротвердости образцов.

Микрорельеф поверхности образцов регистрировали на профилографе-профилометре (модель 201). Запись профилограмм производили при вертикальном увеличении $\times 2000$ и горизонтальном увеличении $\times 200$. С помощью профилограмм измеряли максимальные значения высоты микрорельефа H_{\max} и оценивали величины механического износа образцов при триботехнических испытаниях.

Для изучения микроструктуры приповерхностного слоя металлических образцов был использован метод скользящего пучка рентгеновских лучей [5]. Этот метод позволяет исследовать зоны деформации в сильно модифицированном приповерхностном слое образцов, обработанных микроплазменными разрядами. Зондирующий пучок рентгеновских лучей формируется в рентгеновской трубке с линейчатым фокусом. Пройдя систему специально сконструированного коллимационного устройства, пучок рентгеновского излучения под строго фиксированными малыми углами падает на поверхность исследуемого образца. Отраженные от поверхности лучи регистрируются фотографическим методом на фото-

пленку. Основной особенностью метода является использование узкого, почти параллельного пучка лучей. Это дает возможность проводить исследования при малых углах наклона зондирующего пучка лучей к исследуемой поверхности образца и изучать деформации микроструктуры в тонких приповерхностных слоях материала образцов при максимальной глубине исследуемого слоя, изменяющейся в интервале значений от десятых долей до десятков микрометров.

Триботехнические испытания исследуемых образцов проводили в лабораторных условиях на восьмипозиционной машине трения с возвратно-поступательным движением сопряженных образцов [5, 6]. 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 прикладывалась нагрузка, и относительно него реверсивно передвигался контрообразец. Контрообразец из стали 20 после цементации и последующих процессов термической закалки и отпуска до твердости HRC 60 имел форму параллелепипеда $8 \times 25 \times 80$ мм. Перед испытаниями обеспечивалось полное прилегание рабочей поверхности образца к поверхности контрообразца.

Для определения сравнительной износостойкости и антифрикционности материалов пары трения (образец из стали 45, контрообразец — из стали 20) испытания проводили при ступенчато повышаемых давлениях 0,2; 0,5; 1,0; 1,5; 2; 2,5; 3; 4; 5; 6; 7 МПа и т. д. в течение 1 ч при каждом из указанных значений давления до достижения предельно допустимых значений, при которых происходили задир пары, “катастрофический” износ и резкое увеличение силы трения. Эти процессы наблюдаются при полном износе упрочненного микрорельефа, сформированного в результате микроплазменной обработки образцов.

Для каждого образца были проведены испытания на машине трения (при ступенчато повышаемых давлениях на образец). При этом определялись значения износа образца и силы трения между поверхностями образца и контрообразца. Перед каждым новым испытанием проводили смазывание рабочей поверхности образца солидолом. После окончания всего цикла испытаний образец вынимали из держателя машины трения, промывали в бензине и просушивали. Затем с помощью профилографа-профилометра производилась регистрация профилограммы рабочей поверхности образца.

Измерения силы трения проводили 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 определялись значения коэффициента трения.

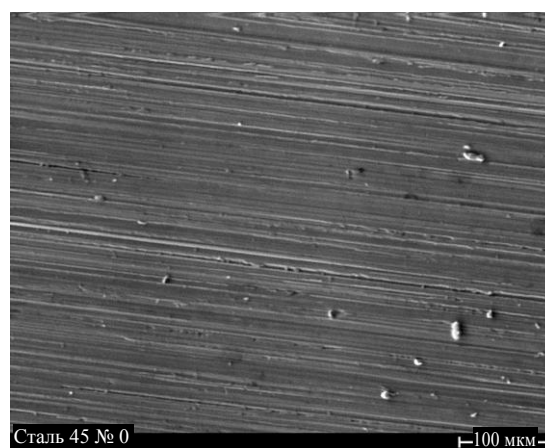
Экспериментальные результаты исследований образцов из стали 45

В результате высоковольтного пробоя диэлектрика (полиметилметакрилат) на выходе плазменного инжектора формировался импульсный поток водородно-углеродной плазмы, при этом скорость распространения фронта плазмы составляла $1 \cdot 10^7$ — $5 \cdot 10^6$ см/с [3]. С помощью зондов Ленгмюра были проведены измерения ВАХ плазмы, по которым был проведен расчет концентрации и электронной температуры плазмы. Измерения ВАХ плазмы проводили в различных точках камеры, что позволило получить данные о пространственном распределении плазмы. Величина электронной концентрации в центре вакуумной камеры, где размещались исследуемые образцы из стали 45, достигала $5 \cdot 10^{11}$ см³, электронная температура плазмы в плазменном потоке составляла величину около 10 эВ, характерная длительность спадающего во времени импульсного потока плазмы составляла около 20 мкс.

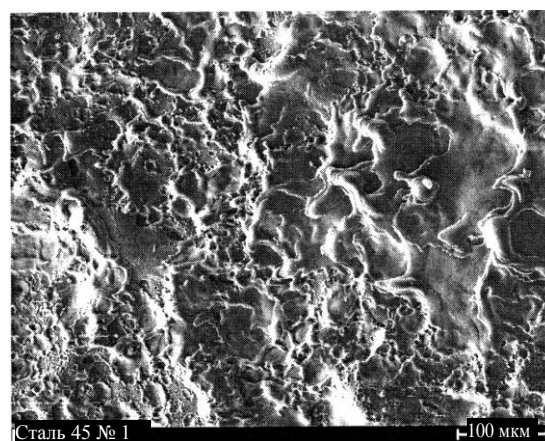
Ранее нами было установлено, что наличие диэлектрической пленки на поверхности металлов существенно облегчает возбуждение микроплазменных разрядов на поверхности образцов [7, 8]. Так как в наших экспериментах предварительная термообработка образцов из стали 45 не применялась и специальная диэлектрическая пленка на их поверхность не наносилась, то возбуждение микроплазменных разрядов на поверхности образцов плазменным потоком с электронной плотностью $5 \cdot 10^{11}$ см³ было затруднено. Это проявлялось в том, что возбуждение микроплазменных разрядов на поверхности образцов потоком внешней импульсной плазмы, который создавался инжектором при количестве импульсов $N = 120$ или 450, происходило с вероятностью около 10 %. Таким образом, количество первичных микроплазменных разрядов, инициируемых на поверхности образцов, составляло приблизительно величину 12 или 45 импульсов, соответственно.

Делитель напряжения, встроенный в блок питания микроплазменных разрядов, позволял измерять падение напряжения на металлическом образце в течение импульса. Оказалось, что падение напряжения на стадии протекания электрического тока составляет величину 50 В, которая в 2,5—3 раза превышает стандартное значение падения напряжения в разряде вакуумной дуги (15—20 В) [9].

При взаимодействии импульсного потока плазмы из инжектора с металлическими образцами на их поверхности возбуждались микроплазменные разряды [2—4, 7, 8]. Вследствие интенсивного локального плавления металла в течение времени развития микроплазменных разрядов, а затем (после окончания их воздействия) вследствие быстрого остывания расплавленных областей металла (из-за высокой теплопроводности и быстрого отвода тепла от поверхности вглубь объема металла) в локальных приповерхностных областях исследуемых образцов наблюдали образование как одиночных микрократеров, так и их скоплений. В результате многократно повторяющихся циклических процессов быстрого плавления и остывания локальных участков приповерхностного слоя образцов при $N = 120$ или 450 импульсов плазмы из инжектора на поверхности образцов формировался сплошной переплавленный слой, имеющий развитую структуру поверхностного микрорельефа. Микрофотография исходной поверхности образца из стали 45 представлена на рис. 1, а, а образца после микроплазменного упрочнения — на рис. 1, б.



а



б

Рис. 1. Микрофотографии поверхности образца из стали 45: а — в исходном состоянии; б — после микроплазменного упрочнения

Исходные образцы из стали 45 имели слабо выраженный микрорельеф, возникающий в результате предварительной механической обработки образцов (фрезерование и шлифование). Измеренная на профилографе-профилометре высота микрорельефа образцов поперек направления шлифования составляла величину $H_{\max} = 1\text{--}2$ мкм. Микротвердость материала исходных образцов в зависимости от глубины залегания приповерхностного слоя монотонно возрастала с увеличением толщины исследуемого слоя: от значения 160 кгс/мм^2 на глубине 2 мкм до 330 кгс/мм^2 на глубине 7 мкм (рис. 2, кривая 1). Такая зависимость микротвердости исходных образцов от глубины залегания слоя является результатом механической обработки.

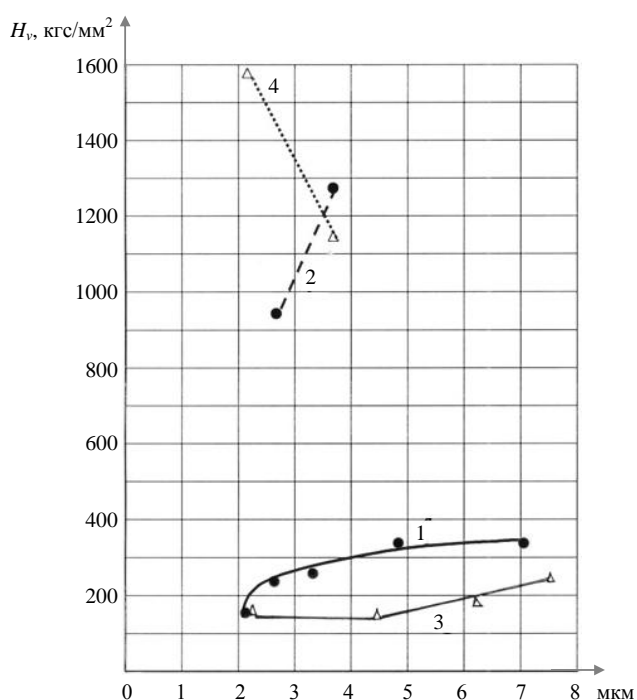


Рис. 2. Изменение микротвердости H_v по глубине образцов из стали 45:

1 — в исходном состоянии; 2 — после микроплазменного упрочнения при $N = 120$, $H_{\max} = 4$ мкм; 3 — после микроплазменного упрочнения при $N = 120$, $H_{\max} = 18$ мкм; 4 — после микроплазменного упрочнения при $N = 450$, $H_{\max} = 15\text{--}27$ мкм. По оси абсцисс отложено расстояние от поверхности вглубь объема образцов

После микроплазменного упрочнения образцов из стали 45 в режиме 1 ($N = 120$) наблюдались случаи, когда различные грани одного и того же образца сильно отличались друг от друга по характеристикам микрорельефа. При этом поверхности граней с грубой шероховатостью $H_{\max} = 18$ мкм характеризуются повышением микротвердости в 4 раза на глубине 3,5 мкм (см. рис. 2, кривая 2) по сравнению с исходным состоянием (см. рис. 2, кривая 1). Для граней с грубой шеро-

ховатостью также характерен заметный разброс значений микротвердости по глубине слоя и по поверхности образцов. Грани с малой шероховатостью $H_{\max} = 4$ мкм обладают пониженной микротвердостью (в слоях толщиной более 2 мкм) даже по сравнению с исходным состоянием (см. рис. 2, кривая 3). При этом разброс значений микротвердости для граней с малой шероховатостью невелик.

После микроплазменного упрочнения образцов из стали 45 в режиме 2 ($N = 450$) все грани одного и того же образца имели грубую шероховатость с максимальной высотой микрорельефа $H_{\max} = 15\text{--}27$ мкм. В результате проведенных исследований установлено (см. рис. 2, кривая 4), что на глубине 3,5 мкм (в пределах разброса, характерного для измерения микротвердости поликристаллических твердых тел) упрочнение образцов при $N = 450$ аналогично эффекту максимального упрочнения граней при $N = 120$. После микроплазменной обработки при $N = 450$ приповерхностные слои образцов на глубине ≈ 2 мкм оказываются упрочненными в еще большей степени, чем на глубине 3,5 мкм, причем это упрочнение примерно в 2 раза превышает максимальное упрочнение образцов, обработанных плазмой при $N = 120$. Кроме того, эффект упрочнения образцов, обработанных плазмой при $N = 450$, характеризуется значительным повышением микротвердости по отношению к исходному состоянию: на глубине 2 мкм микротвердость увеличивается в 9—10 раз, а на глубине 3,5 мкм — в 4 раза.

В результате рентгеноструктурного анализа установлено, что после микроплазменного упрочнения образцов из стали 45 в режиме 1 в их приповерхностном слое происходит фазовое превращение $\alpha \rightarrow \gamma$. Структура приповерхностного слоя образцов в исходном состоянии состоит в основном из α -твердого раствора, а после микроплазменной обработки образцов — из суммы ($\alpha + \gamma$) двух фаз. При этом приповерхностный слой образцов с грубой шероховатостью и высокой микротвердостью характеризуется большим содержанием γ -фазы (аустенита) по сравнению с образцами, имеющими малую шероховатость обработанной поверхности и низкую микротвердость.

Сравнивая микрофотометрические кривые рентгенограмм (схемы распределения интенсивности интерференционных линий (211)) образцов из стали 45, можно заключить, что микроплазменная обработка образцов в режиме 2 приводит к увеличению физического уширения рентгеновских линий по сравнению не только с исходным состоянием, но и с образцами, упрочненными в ре-

жиме 1. Это уширение рентгеновских линий связано с двумя основными явлениями: измельчением блоков мозаики и увеличением микродеформаций кристаллической решетки. Оба эти явления приводят к увеличению плотности дефектов строения (в частности, дислокаций), что и определяет упрочняющий эффект в результате микроплазменной обработки образцов.

Важно отметить, что структура приповерхностного слоя образцов, упрочненных микроплазменными разрядами в режиме 2, содержит очень малое количество γ -фазы (на рентгенограммах регистрируются только следы линий этой фазы) в отличие от образцов, обработанных микроплазменными разрядами в режиме 1, когда количество γ -фазы велико и зависит от шероховатости поверхности. В итоге образцы из стали 45 с разным структурным состоянием приповерхностного слоя характеризуются различными механическими свойствами, изменение которых трудно объяснить в виде простых зависимостей от фазового состояния сплава.

Результаты триботехнических испытаний образцов из стали 45 как в исходном состоянии, так и после микроплазменной обработки при $N = 120$ и 450 импульсов приведены на рис. 3, а, б в виде графиков зависимостей (а) I — интенсивности изнашивания и (б) f — коэффициента трения от прикладываемого к образцам давления.

Из представленных данных видно, что в результате микроплазменной обработки при $N = 450$ триботехнические характеристики приповерхностного слоя образцов существенно улучшаются. Так, пара трения проработала до давления 25 МПа, максимально возможного для машины трения, причем интенсивность изнашивания слоя, обработанного плазмой в режиме 2, оказалась в 1,5 раза меньше интенсивности изнашивания слоя, обработанного плазмой в режиме 1. Кроме того, было установлено, что измеренные коэффициенты трения приповерхностного слоя образцов практически одинаковы для обоих режимов микроплазменной обработки.

Важно подчеркнуть, что в процессе триботехнических испытаний приповерхностный слой образцов, упрочненных микроплазменными разрядами в режиме 2, изнашивался только наполовину. Более того, характер изменения триботехнических характеристик образцов (I , f) позволяет предположить, что пара трения будет работоспособной даже при давлениях, превышающих 25 МПа. Для сравнения укажем, что предельно допустимое давление для образцов, обработанных микроплазменными разрядами в режиме 1, характеризуется значением 18 МПа.

В результате микроплазменной обработки образцов из стали 45 в режиме 2 величина предель-

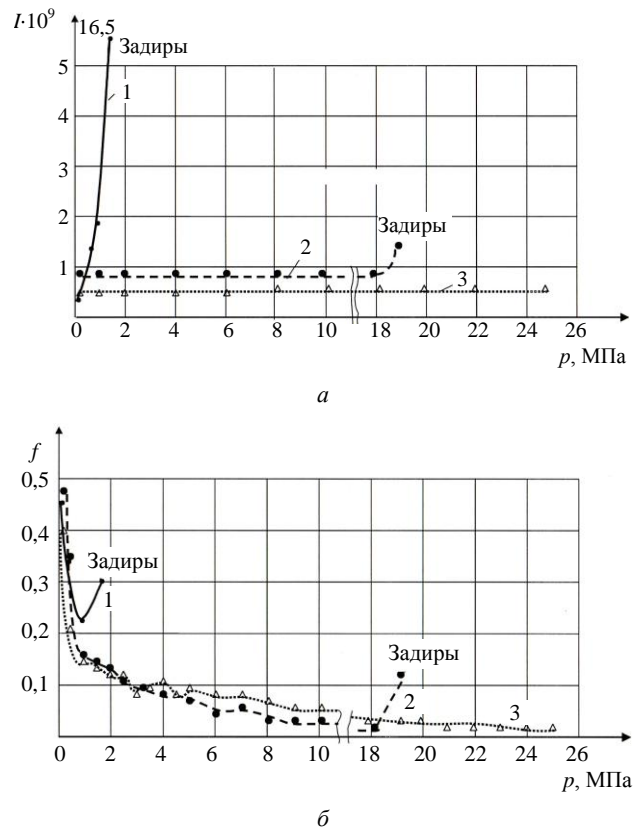


Рис. 3. Зависимости:

а — I — интенсивности изнашивания;

б — f — коэффициента трения от прикладываемого к образцам давления

к образцам из стали 45:

1 — в исходном состоянии; 2 — после микроплазменного упрочнения при $N = 120$; 3 — после микроплазменного упрочнения при $N = 450$

но допустимого давления превышает в 2 раза аналогичную величину для образцов, прошедших процесс стандартного объемного термического закалывания до твердости HRC 40—45 (по данным, полученным нами ранее [5, 6]). При этом интенсивность изнашивания приповерхностного слоя образцов, упрочненных микроплазменными разрядами, практически совпадает с аналогичной величиной для образцов из стали 45, подвергнутых процессу объемного закалывания.

Апробация микроплазменного метода упрочнения металлических образцов была проведена на различных стальных деталях автобусов "Икарус-280" [10]. При проведении планового или экстренного ремонта автобусов на них устанавливались комплекты стальных деталей (упрочненных микроплазменными разрядами), после чего проводилось наблюдение за их состоянием в процессе эксплуатации, определялся срок их службы по сравнению со стандартными деталями. Результаты испытаний представлены в таблице. Анализ представленных в таблице данных показывает, что пробеги автобусов, оснащенных комплектами деталей после упрочнения микроплазменными разрядами, существенно возрастают.

Сравнительные характеристики стандартных и упрочненных микроплазменными разрядами стальных деталей автобусов

Наименование и размеры деталей (мм); затраты электроэнергии (кВт·ч) при упрочнении микроплазменными разрядами	Пробеги автобусов, тыс. км		Коэффициенты увеличения ресурса, %
	А	Б	
Вал маятниковый малый: $\varnothing 35$ мм, $l = 182$ мм, 31 кВт·ч	150	242	161
Коленчатый вал воздушного компрессора: $\varnothing 29$ мм, $l = 254$ мм, 10 кВт·ч	100	242	242
Пластины роторной пары рулевого колеса: $22 \times 9 \times 2$ мм, 2 кВт·ч	150	242	161
Крестовина карданного вала: $\varnothing 34,5 \times \varnothing 29$ мм, 50 кВт·ч	100	118	118
Комплект из 6 вилок корзины сцепления: $53 \times 22 \times 20$ мм; 12 кВт·ч	100	211	211

Примечание. А — со стандартными деталями; Б — с упрочненными микроплазменными разрядами деталями.

Заключение

В результате экспериментальных исследований установлено, что при взаимодействии импульсного потока плазмы с металлическими образцами из стали 45 на их поверхности возбуждались микроплазменные разряды.

В местах локализации этих разрядов происходило плавление приповерхностного слоя металла. При движении микроплазменных разрядов по поверхности образцов в результате многократного повторения процессов локального плавления и остывания приповерхностного слоя металла на поверхности образцов формировался сплошной переплавленный слой с измененным структурно-фазовым состоянием. При этом поверхность образцов имеет развитую структуру микрорельефа (шероховатость) с высотой микровыступов в интервале значений 4—27 мкм. Установлено, что при некоторых режимах микроплазменной обработки образцов наблюдается увеличение микротвердости их приповерхностного слоя в 4—10 раз по сравнению с образцами в исходном состоянии.

Установлено, что микроплазменная обработка образцов приводит к существенному увеличению стойкости их приповерхностного слоя к изнашиванию при трении и практически совпадает с аналогичной величиной для образцов из стали 45, подвергнутых процессу объемного термического закаливания до твердости HRC 40—45.

Обнаружено существенное увеличение значений предельно допустимых давлений на образцы из стали 45. Для образцов, обработанных микроплазменными разрядами, величины предельно допустимых давлений превышают до 5 раз соответствующие значения предельных давлений для образцов в исходном состоянии и в 2 раза — аналогичную величину для образцов, прошедших процесс стандартного объемного термического закаливания до твердости HRC 40—45.

Показано, что микроплазменная обработка приводит к значительному повышению срока службы деталей автомобильного транспорта.

*Авторы выражают благодарность
Р. Х. Залавутдинову за предоставление
микрофотографий образцов.*

*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. Иванов В. А. Возбуждение и воздействие микроплазменных разрядов на металлы и сплавы в плазме сверхвысокочастотного факела// Прикладная физика, 2001. № 2. С. 5—39.
3. Иванов В. А., Коньжеев М. Е., Спириин 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// Там же. 2006. № 6. С. 97—107.
4. Иванов В. А., Коньжеев М. Е., Спириин 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 микроплазменными разрядами// Там же. 2007. № 6. С. 60—70.
5. Рыбакова Л. М., Куксенова Л. И. Структура и износостойкость металла. — М.: Машиностроение, 1982. — 212 с.
6. Куксенова Л. И., Лаптева В. Г., Колмаков А. Г., Рыбакова Л. М. Методы испытаний на трение и износ. — М.: Ин-термет Инжиниринг, 2001. — 152 с.
7. Иванов В. А., Коньжеев М. Е., Сахаров А. С. Возбуждение микроплазменных разрядов на металлах с диэлектрической пленкой// Прикладная физика. 2006. № 6. С. 114—121.
8. Иванов В. А., Сахаров А. С., Коньжеев М. Е. Иницирование микроплазменных разрядов на краю диэлектрической пленки, нанесенной на поверхность металла// Физика плазмы. 2008. Т. 34. № 2. С. 171—184.
9. Вакуумные дуги/ Под ред. Дж. Лафферти. — М.: Мир, 1982. — 432 с.
10. Иванов В. А., Плишивцев Н. В., Прохоров В. Н., Чащин Н. Е. Упрочнение поверхности деталей автобусов обработкой плазмой СВЧ-разряда: Матер. IV Всерос. конф. по модификации свойств конструкционных материалов пучками заряженных частиц. — Томск, 1996. С. 407—409.

Статья поступила в редакцию 11 июня 2008 г.

Hardening a surface layer of constructional steel samples by microplasma discharges

V. A. Ivanov, M. E. Konyzhev, S. N. Satunin, A. A. Dorofeyuk, T. I. Kamolova
Prokhorov General Physics Institute, Moscow, Russia

L. I. Kuksenova, V. G. Laptev
Blagonravov Institute for Theoretical Engineering, Moscow, Russia

Experimental researches of strong local interaction of microplasma discharges with samples from the constructional steel have been made. It is established, that the melted area is formed in the surface layer of these samples. One is characterized by strongly changed physical and chemical properties of steel. It is shown, that the roughness, microhardness, wear resistance and other properties of the processed steel samples considerably differ from corresponding initial values.

PACS: 52.77.-j

УДК 533.9

О формировании переходного слоя на границе лейцитовой стеклокерамики и Ni—Cr-, Co—Cr-сплавов при спекании в сильных электромагнитных полях

A. A. Раваев, Е. Б. Алфеев, И. И. Есаков, Е. Г. Пан, А. И. Хоменко
ФГУП "Московский радиотехнический институт РАН", Москва, Россия

A. Г. Богданов
Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Россия

В. А. Иванов
Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН, Москва, Россия

Подведены итоги исследований процессов формирования переходной области в структурах типа "металл—керамика" на примере ортопедических стоматологических материалов — лейцитовой стеклокерамики в сочетании с Ni—Cr- и Co—Cr-сплавами. Рассмотрены физико-химические особенности формирования оксидного переходного слоя "металл—керамика" при синтезе образцов в полях мощного электромагнитного излучения. Спекание металлокерамики под воздействием сильных СВЧ-полей приводит к получению материала с плотной микроструктурой без микротрещин и отслоений керамики от металлической подложки. В переходной зоне наблюдаются аномальная диффузия и перераспределение ионов хрома, кислорода и других элементов. Важным следствием этих структурных и фазовых отличий является существенное возрастание сил сцепления керамики с металлом, что указывает на практические преимущества новой технологии.

PACS: 81.05.Mh, 81.20.-n

Введение

Такие достоинства керамических материалов, как высокая твердость, коррозионная и эрозионная стойкости, способность работать при высоких температурах и др., хорошо известны. Обратной стороной керамики является ее повышенная хрупкость, поэтому этот материал часто применяется

либо как составная часть металлокерамических конструкций типа "сэндвич", либо служит основой (матрицей) в армированных композиционных материалах. При этом ключевой проблемой остается весьма низкая прочность сцепления (адгезия) керамики с металлическим каркасом изделия. В экстремальных условиях эксплуатации ударные термические и механические нагрузки приводят к