

Субструктурное поверхностное упрочнение деталей трибосистем методом электроискрового легирования

Д. Н. Кортаев, Е. В. Иванова

Исследованы параметры тонкого кристаллического строения материалов поверхностных слоев изделий, обработанных методом электроискрового легирования (ЭИЛ) в различных технологических условиях. Установлено, что плотность дефектов, размеры субзерен, микроискажения кристаллической решетки влияют на физико-механические и эксплуатационные свойства поверхностных слоев. Определены обоснованные энергетические режимы упрочнения с позиции формирования тонкого структурного состояния и повышения износостойкости.

Ключевые слова: электроискровое легирование, кристаллическое строение, газовая среда, плотность дислокаций, износостойкость.

In work the results of experimental researches of parameters of a thin crystal structure of materials of superficial layers of products processed by a method electrospark modifying in various technological conditions are submitted. It is established, that density of defects, sizes of sub grains, the micro distortions of a crystal lattice influence physics-mechanical and operational properties of superficial layers. The reasonable power modes of hardening from a position of formation of a thin structural condition and increase wear resistance are determined.

Key words: electrospark modifying, crystal structures, gas environment, density defects, wear resistance.

Введение

Ресурс машин и технологического оборудования в значительной степени зависит от работоспособности и срока службы узлов трения (трибосистем). Надежность деталей трибосистем определяется главным образом износостойкостью материалов, из которых они изготовлены, и качеством сопрягаемых поверхностей [1].

Технологии поверхностного упрочнения концентрированным потоком энергии (КПЭ) обладают широкими возможностями формирования комплекса свойств поверхностных слоев деталей трибосистем. Одним из перспективных методов упрочнения КПЭ является ЭИЛ, к достоинствам которого относятся: возможность нанесения на обрабатываемую поверхность (катод) электродом (анод) токопроводящих материалов, высокая прочность сцепления наносимого слоя с материалом основы, низкая энергоемкость процесса, простота

осуществления проводимых операций, улучшение физико-механических свойств конструкционных и инструментальных материалов [2].

Существенным фактором при ЭИЛ, способствующим повышению эксплуатационных свойств, является субструктурное упрочнение композиционного поверхностного слоя, состоящего из исходного материала детали, материала легирующего электрода и элементов межэлектродной среды. Под субструктурным упрочнением понимается создание оптимальных параметров тонкого кристаллического строения в микро- и нанометровом диапазоне, которое связано со спецификой протекания микрометаллургических процессов в зоне действия искрового разряда и оказывающее значительное влияние на физико-механические свойства создаваемых поверхностных слоев [3 – 5].

Субструктурное состояние позволяет выявить соотношение факторов деформационного упрочнения и термического возврата в материале при термо-

пластическом воздействии искрового разряда. Пластическая деформация поверхностного слоя под действием термических напряжений сопровождается ростом плотности дислокаций [6]. Таким образом, параметры тонкой кристаллической структуры: размеры блоков (субзерен), микроискажения кристаллической решетки, плотность дислокаций позволяют оценить степень упрочнения при образовании комплекса свойств поверхностного слоя. Поэтому исследование субструктурных изменений в зависимости от условий ЭИЛ дает возможность прогнозировать физико-механические свойства поверхностей и выбирать оптимальные режимы обработки для различных материалов.

Методика и материалы

Для экспериментального исследования были выбраны образцы из стали Р6М5 (ГОСТ 19265 – 73), алюминиевого сплава Д16 (ГОСТ 4784 – 97), бронзы БрАЖ9-4 (ГОСТ 18175 – 78), легированные электродами марки ВК8. Выбор объектов исследования обоснован широким спектром теплофизических характеристик и, в связи с этим, особенностями поведения указанных материалов при воздействии на них КПЭ. Нанесение покрытий осуществляли на установке “Элитрон – 22В” при значениях средней энергии разряда в межэлектродном промежутке 0,052 – 1,15 Дж и удельном времени легирования 3 – 4 мин/см² в следующих технологических газовых средах: кислород, углекислый газ, воздух. Для устранения возможности наследования поверхностным слоем исходной дислокационной структуры заготовки образцов подвергали отжигу.

Структурные изменения в поверхностном слое после ЭИЛ изучали рентгеновским методом. Рентгенограммы исследуемых образцов получены на дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker) в CuK_α-излучении с графитовым монохроматором. Режим съемки: $I = 40$ мА; $U = 40$ кВ; скорость вращения образца — 15 об./мин; диапазон брэгговских углов: $2\theta = 20 - 120^\circ$. Параметры тонкой кристаллической структуры — величины микроискажений, размер областей когерентного рассеивания (блоков мозаики D), плотности дислокаций ρ определяли по известным методикам [7, 8].

Расчет параметров кристаллической решетки осуществляли по методу аппроксимации с использованием линий $110_\alpha - 220_\alpha$ для быстрорежущей стали Р6М5, с использованием в качестве аппроксимирующей функции Лауэ. Эффекты уширения дифракционного отражения разделяли по отношению β_2/β_1 , рассчитывали средний размер блоков D и среднюю

величину микроискажений $\epsilon = \Delta d/d$. По физической ширине рентгеновской линии производили расчет плотности дислокаций, используя формулу

$$\rho = A\beta^2,$$

где ρ — плотность дислокаций; A — коэффициент, зависящий от упругих свойств материала, вектора Бюргера и др.; β — физическая ширина рентгеновской линии.

Испытания на износостойкость электроискровых покрытий резцовых пластин Р6М5 осуществляли методом продольного и торцевого точения заготовок из стали 12Х18Н10Т со скоростью резания $V = 0,416$ м/с. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,49 Н.

Обсуждение результатов

На первом этапе работы определяли зависимость параметров тонкой кристаллической структуры формируемых поверхностных слоев от энергетических режимов ЭИЛ, которые на установке “Элитрон – 22В” задают средним рабочим током $I_{ср}$. Соотношения между $I_{ср}$, длительностью разряда τ и энергией E , выделяемой в межэлектродном промежутке, приведены в табл. 1.

Таблица 1

Режимные характеристики установки “Элитрон – 22В”

Показатели	Номер режима установки				
	1	2	3	4	5
Средний рабочий ток, $I_{ср}$, А	0,3	0,4	0,6	2,4	3,5
Длительность разряда τ , мкс	35	41	44	76	78
Энергия в импульсе E , Дж	0,052	0,095	0,200	0,660	1,150

Анализируя величины физических уширений, можно отметить, что для большинства образцов отношение уширений β_{220}/β_{110} , полученных при съемке с фокусировкой по Брэггу – Brentano, меньше, чем отношение $\sec\theta_{220}/\sec\theta_{110} = 1,4$ и отношения $\tg\theta_{220}/\tg\theta_{110} = 2,4$. Причиной этого может быть неоднородность структурного состояния по глубине измененного поверхностного слоя.

В работе [9] показано, что основным источником уширения рентгеновской линии в слое толщиной до 10 мкм является дисперсность блоков мозаики (субзерен).

Зависимости размеров блоков от энергии в импульсе для исследуемых материалов представлены на рис. 1.

Для материалов Р6М5, Д16 в диапазоне энергий 0,052 - 0,25 Дж происходит уменьшение размеров

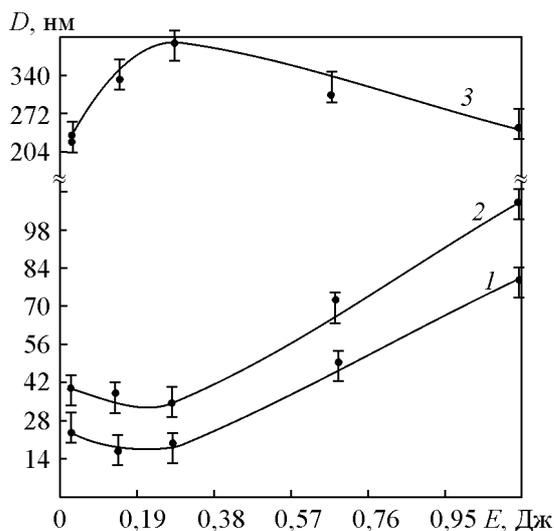


Рис. 1. Зависимость величины субзерен электроискровых покрытий от энергии в импульсе при удельном времени легирования $t = 3$ мин/см², полученной на материалах: 1 – Р6М5; 2 – Д16; 3 – БрАЖ9-4.

блоков D до значений около 18 нм (Р6М5) и 35 нм (Д16). Полученные при указанной энергии в импульсе величины D можно считать критическими для формируемых в поверхностном слое фаз. Уменьшение среднего размера блоков с повышением энергии E невозможно из-за достижения материалом предела пластичности. При повышении энергии в импульсе размеры блоков в поверхностном слое стального и дюралюминиевого образцов увеличиваются. Наблюдаемое увеличение размеров блоков в поверхностном слое стального и дюралюминиевого образцов в диапазоне $E = 0,3 - 1,15$ Дж объясняется конкурированием двух процессов: термопластической деформации и динамического возврата. Совместно с процессами термопластической деформации при импульсном тепловом воздействии, приводящем к образованию повышенной плотности дислокаций,

происходит уменьшение плотности дислокаций в поверхностном слое, свидетельствующее о процессе разупрочнения [10].

Для бронзового образца в этом же диапазоне энергий наблюдается увеличение блоков с ростом энергий разряда. При дальнейшем повышении энергии импульса размеры блоков у БрАЖ9-4 снижаются, достигнув величины 400 нм. Такой характер изменения субструктуры материалов в зависимости от режима ЭИЛ свидетельствует о сложности процессов структурообразования в поверхностных слоях различных по механическим и теплофизическим свойствам материалов.

Параметры тонкой структуры (размер блоков, искажения кристаллической решетки и плотность дислокаций), сформированные в газовых средах, исследовали после обработки ЭИЛ стали Р6М5. Проанализировав полученные рентгенограммы (рис. 2) и расчетные данные (табл. 2), установили, что в случае обработки поверхностей стали Р6М5 в кислородной среде характерно уширение и уменьшение интенсивности рентгеновских линий по сравнению с исходной структурой, связанное с появлением микронапряжений и измельчением структуры.

Таблица 2

Параметры субструктуры поверхности стали Р6М5 после ЭИЛ в различных средах

Параметры	Условия ЭИЛ		
	CO ₂	Воздух	O ₂
Плотность дислокаций, $\rho \cdot 10^{11}$, см ⁻²	21,1	24,2	29,6
Размеры блоков D , нм	24,0	18,0	15,5
Микроскажения, $\varepsilon \cdot 10^{-3}$	5	6	6

Закаленный образец (HRC 58 – 60) $\rho = 20,0 \cdot 10^{11}$, см⁻²

При обработке в среде углекислого газа поверхностный слой характеризуется большими размерами блоков и меньшим искажением параметра кристаллической решетки по сравнению с таковыми,

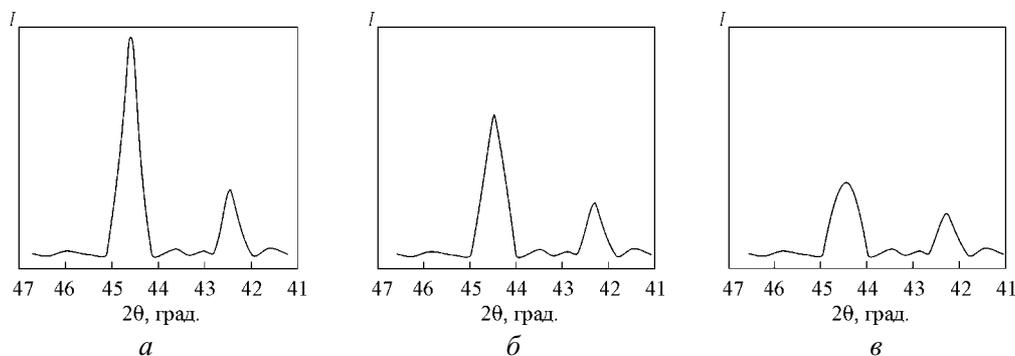


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм поверхностей стали Р6М5, полученных ЭИЛ в газовых средах: а – исходный образец; б – углекислый газ; в – кислород.

полученными в среде кислорода и воздуха. В то же время, величина искажений параметра кристаллической решетки оказывается меньшей по сравнению с величиной микроискажений после ЭИЛ в среде кислорода и воздуха. Данные факты верны во всем рассматриваемом диапазоне режимов упрочнения.

Более наглядно роль газовых сред прослеживается при анализе формируемой плотности дислокаций. Известно, что увеличение твердости, износостойкости и прочности материала, наблюдаемое при технологическом воздействии на него, обусловлено формируемой дислокационной структурой [6]. Характер этого процесса зависит от типа кристаллической решетки, теплового воздействия, приводящего к структурной перестройке, частичной аннигиляции дислокаций и закрепления дислокаций атомами легирующих элементов. Установлено, что, варьируя состав межэлектродной среды, можно создавать поверхностные структуры с различной степенью упрочнения (табл. 2).

Эффективность газовых сред в порядке стимулирования формирования высокой плотности дислокаций располагается в следующей последовательности: углекислый газ, воздух, кислород. Такая последовательность сохраняется в широком диапазоне варьирования режимов обработки ЭИЛ.

Плотность дислокаций поверхностных слоев образца, прошедшего стандартную термообработку, практически не отличается от плотности дислокаций, полученной легированием в углекислом газе, но меньше, чем плотность дислокаций, сформированная на воздухе. Упрочнение в кислороде позволяет создавать слои с плотностью дислокаций, превышающей в 1,5 раза плотность дислокаций традиционно закаленных образцов.

В дальнейшем исследовали параметр, характеризующий износостойкость материалов — микротвердость образующихся покрытий. Микротвердость определяли в зависимости от энергии импульса ЭИЛ в различных газовых средах (рис. 3). Из рис. 3 следует, что с увеличением энергии в импульсе до $E \approx 0,7$ Дж происходит повышение микротвердости независимо от вводимой в межэлектродный промежуток газовой среды. Дальнейшее увеличение энергии в импульсе приводит к снижению микротвердости, что связано с изменением процесса теплопередачи при росте энергии разряда. Микротвердость изменяется при обработке поверхностей ЭИЛ в различных газовых средах. Например, при обработке в среде углекислого газа с энергией в импульсе $E = 0,05 - 0,25$ Дж в сформированном слое микротвердость не превышает 8–10 ГПа, а в среде кислорода микротвердость покрытия достигает 16–20 ГПа.

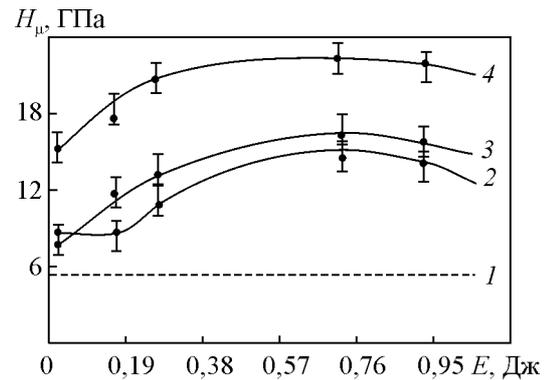


Рис. 3. Зависимость микротвердости электроискровых покрытий от энергии в импульсе при обработке в газовых средах: 1 — необработанная поверхность; 2 — углекислый газ; 3 — воздух; 4 — кислород.

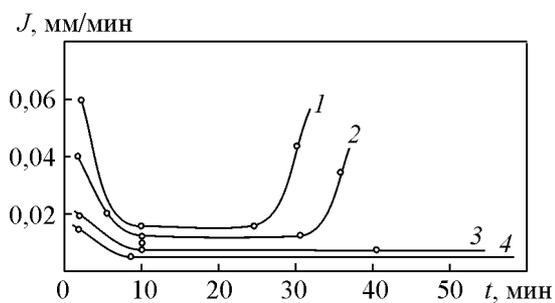


Рис. 4. Скорость изнашивания резцов из Р6М5 при точении 12Х18Н10Т: 1 — неупрочненный инструмент; 2 — обработка в CO₂; 3 — обработка на воздухе; 4 — обработка в O₂.

Следовательно, для получения более износостойких поверхностных слоев ЭИЛ целесообразнее проводить в окислительной среде с энергией в импульсе $E = 0,25$ Дж.

Влияние состава газовой межэлектродной среды на износостойкость резца из Р6М5, подвергнутого ЭИЛ при $E = 0,25$ Дж, представлено на рис. 4 зависимостями скорости изнашивания покрытий.

Обработка ЭИЛ с использованием газов показала положительный эффект; газы по степени эффективности располагаются в следующей последовательности: наибольшее повышение износостойкости достигнуто при легировании в кислороде, затем следует воздух и углекислый газ.

Заключение

Изменение тонкой кристаллической структуры в поверхностном слое при ЭИЛ происходит за счет диспергирования блоков мозаики и микроискажений кристаллического строения. Установлена связь между размерами субзерен, плотностью дислокаций, мик-

ротвердостью и износостойкостью поверхностных слоев стали Р6М5, сформированных под действием электроискровых импульсов в различных газовых средах. При легировании в кислородной газовой среде микротвердость и износостойкость поверхностного слоя возрастает независимо от энергии в импульсе. Оптимальной энергией разряда, при которой для стальных поверхностных слоев размеры блоков минимальны $D = 16 - 18$ нм, является $E = 0,25$ Дж. Наиболее интенсивно рост микротвердости происходит в диапазоне энергий $E = 0,05 - 0,25$ Дж. Можно считать, что при энергии разряда около 0,25 Дж достигаемый размер блоков обеспечивает сочетание высоких прочностных и пластических свойств поверхностных слоев, тем самым способствуя повышению износостойкости.

Анализируя результаты стойкостных исследований режущего инструмента совместно с результатами рентгеноструктурного анализа поверхностей инструмента, сформированных ЭИЛ, можно показать определенную связь между упрочнением, характеризующимся повышенной плотностью дислокаций и износостойкостью инструмента.

Литература

1. Машков Ю.К., Поleshchenko К.Н., Поворознюк С.Н., Орлов П.В. Трение и модифицирование материалов трибосистем. М.: Наука, 2000, 280 с.
2. Коротаев Д.Н. Технологические возможности формирования износостойких наноструктур электроискровым легированием. Омск: СибАДИ, 2009, 256 с.
3. Верхотуров А.Д. Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании. Владивосток : Дальнаука, 1995, 323 с.
4. Машков Ю.К., Коротаев Д.Н. Микроструктура и свойства поверхностного слоя при электроискровом легировании. Технология металлов, 2006, № 3, с. 10 – 13.
5. Мулин Ю.И. Электроискровое легирование рабочих поверхностей инструментов и деталей машин электродными материалами, полученными из минерального сырья. Владивосток: Дальнаука, 1999, 110 с.
6. Бойцов А.Г., Машков В.Н., Смоленцев В.Н., Хворостухин Л.А. Упрочнение поверхностей деталей машин комбинированными способами. М. : Машиностроение, 1991, 144 с.
7. Арабский Р.С., Балук В.И., Стецкив О.П. Рентгеноструктурный анализ хромированных сталей после поверхностного пластического деформирования. Аппаратура и методы рентгеновского анализа. Сб. статей под ред. С.К. Филатова. Л.: Машиностроение, 1990, с. 54 - 58.
8. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982, 632 с.
9. Михайлюк А.И., Гитлевич А.Е., Рапопорт Л.С. и др. Влияние режимов электроискрового легирования на структуру и износостойкость железа. Электронная обработка материалов, 1988, № 4, с. 10 – 13.
10. Ким В.А. Самоорганизация в процессах упрочнения, трения и изнашивания режущего инструмента. Владивосток: Дальнаука, 2001, 203 с.

Коротаев Дмитрий Николаевич — Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия (г. Омск), кандидат технических наук, доцент. Специалист в области материаловедения, упрочнения материалов, трибологии. E-mail: drums99@mail.ru.

Иванова Елена Владимировна — Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия (г. Омск), кандидат технических наук, доцент. Специалист в области физики взаимодействия высоких плотностей энергии с веществом. E-mail: elenaivanova-01@mail.ru.