

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ ПОКРЫТИЯХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ИХ НАГРЕВА

*Институт прикладной физики АН РМ,
ул. Академией, 5, г. Кишинёв, MD- 2028, Республика Молдова, mihalek@yandex.ru*

Метод электроискрового легирования металлических поверхностей (ЭИЛ) даёт широкие возможности для повышения износостойкости различных пар трения, в частности, благодаря формированию на трущихся поверхностях мелкодисперсной структуры антифрикционных материалов [1]. Однако при выборе легирующих поверхность материалов не всегда учитывались процессы, происходящие в зоне трения. Так, при внешнем трении в результате пластической деформации термодинамический потенциал поверхностей трения повышается (свободная поверхностная энергия γ , внутренняя энергия E , энтальпия и др.) [2], что приводит к высокой химической и каталитической активности этих поверхностей. Исследования показали, что абсолютным критерием схватывания пар трения, ведущего к износу и выходу их из строя, является уровень поверхностной энергии γ [2]. Известно, что одним из способов снижения свободной энергии поверхности и предупреждения её увеличения служит поверхностное легирование неметаллическими элементами (углерод, бор, кремний и др.) [2].

Решение этой задачи возможно методом электроискрового легирования поверхности графитом, при этом углерод может вводиться в поверхностный слой как в виде свободного графита, так и в виде карбидов [3]. В процессе легирования сплавов на основе железа в поверхностном слое образуется довольно большой процент остаточного аустенита, для которого углерод, растворенный в γ -Fe, является стабилизирующим материалом, затрудняющим $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение кристаллической решетки железа [4]. При этом аустенит имеет более высокий коэффициент трения, чем фазы на основе α -Fe, и с позиций износостойкости сравнительно низкие триботехнические характеристики [5]. А как ведёт себя такая поверхность трения, когда сравнительно высокие нагрузки и скорости трения вызывают нагрев трущихся поверхностей? Насколько при этом стабильны структура и фазовый состав покрытий, каковы тенденции их изменений? Поставленные вопросы легли в основу настоящей работы, в которой были изучены структурно-фазовые превращения, происходящие в графитизированных электроискровых покрытиях на железе в интервале температур 20–800°C.

Методика проведения исследований

В качестве исходного материала использовались образцы из армко-железа и электроды из графита МПГ-6. Электроискровая обработка производилась на установке «Элитрон-22» производства Опытного завода ИПФ АН РМ при режимах, представленных в таблице.

Режимы ЭИЛ обработки образцов

№ образца	Рабочий ток ЭИЛ, А	Энергия разряда, Дж	Удельное время ЭИЛ, мин/см ²
1	0,77	0,185	1
2	1,1	0,24	1
3	1,6	0,33	1
4	2,0	0,43	1
5	2,5	0,585	1
6	2,0	0,43	2
7	2,0	0,43	4

Примечание. Материал образца – армко-железо, анода – графит МПГ-6.

Все образцы исследовались рентгенографически. Использовался дифрактометр ДРОН-2,0 (CoK α – излучение, Fe – фильтр, $\theta/2\theta$ – метод); рентгеновская съемка при повышенной температуре осуществлялась с помощью высокотемпературной приставки к дифрактометру УВД-2000, где образцы нагревались в условиях вакуума; спектры снимались через каждые 100 °С.

Дифрактограмма образца № 1 оказалась очень слабой, а спектры 4-го, 6-го и 7-го образцов идентичны. Поэтому для детальных температурных исследований были выбраны образцы №2, 3, 4, 5.

Результаты исследований и их обсуждение

Дифрактограммы всех четырех образцов подобны и при комнатной температуре содержат спектры фаз α -Fe, цементита Fe_3C и метастабильной фазы γ -Fe в соотношениях, зависящих от энергии разряда ЭИЛ. Фаза γ -Fe устойчива при умеренной скорости охлаждения только до 723°C [4], однако при существенной скорости охлаждения микрорасплава – 10^4 – 10^5 град/с [6], характерной при ЭИЛ, создаются условия для «замораживания» этой фазы и подавления ее распада на ферритно-цементитную смесь. После ЭИЛ графитом при всех режимах обработки период решетки γ -Fe оказался значительно увеличенным и находился в пределах $3,63 \text{ \AA}$, что связано с растворенным в ней углеродом, порядка 2%, согласно [7], то есть формированием высокоуглеродистого аустенита. С ростом температуры исследуемых образцов количество аустенита в них быстро уменьшается, и при 300°C линии этой фазы полностью исчезают. При этом наблюдается увеличение интенсивности линий α -Fe и цементита (рис. 1). На дифрактограммах образцов № 2 и 3 присутствует очень размытая не идентифицированная линия в области углов 69 – 70 градусов ($d \sim 1,6 \text{ \AA}$). Сохраняясь на протяжении всей температурной съемки, она остается и после охлаждения второго образца, а в случае третьего – исчезает.

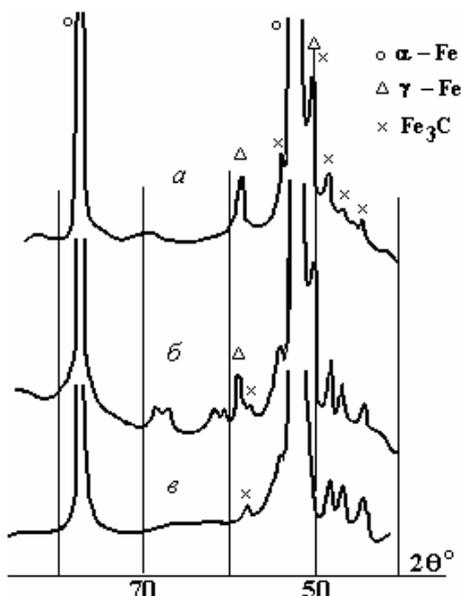


Рис. 1. Дифрактограммы образца № 5: при $T, ^\circ\text{C}$: 20 (а), 200 (б), 300 (в)

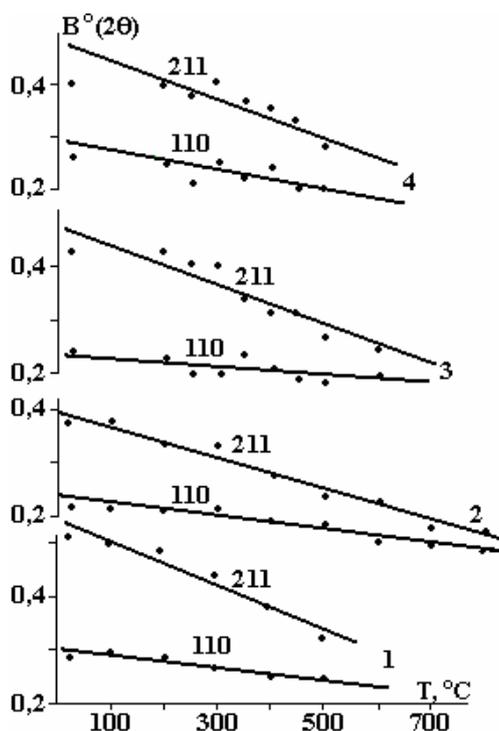


Рис. 2. Температурная зависимость полуширины линий 110 и 211 α -Fe для образцов № 2, 3, 4, 5

Период решетки α -Fe при комнатной температуре равен $a = 2,86 \text{ \AA}$, что характерно для практически чистого железа. При нагревании образцов этот параметр растёт и при 800°C достигает $2,90 \text{ \AA}$, что связано как с температурным влиянием на этот рост [7], так и, возможно, с высоким содержанием углерода, оставшегося при переходе высокоуглеродистого аустенита в феррит. Таким образом, после нагрева образцов выше 300°C в обработанном ЭИЛ слое сформировалась в основном ферритно-цементитная смесь, состоящая из перлита и цементита.

Мартенситного механизма превращения аустенита в данном случае ожидать нельзя, так как известно, что при деформации металла выше 30% мартенситное превращение полностью подавляется [8], а в нашем случае исследование дифрактограмм легированных поверхностей показало значительное уширение всех линий. Анализ уширений линий спектра α -Fe (для образца № 5, например, отношение $\beta_{211}/\beta_{110}=2,25$ близко отношению $\text{tg } \theta_{211}/\text{tg } \theta_{110} = 2,42$) говорит о том, что размытие линий вызвано преимущественно наличием микронапряжений, и в легированной поверхности образцов преобладают хаотически распределенные дислокации [9], плотность которых порядка $10^{14} - 10^{15} \text{ м}^{-2}$, что соответствует деформации, превышающей 30% [10].

Нагрев образцов понижает микронапряжения, дифракционные линии сужаются, и интегральная ширина линии α -Fe стремится к значениям эталонного отожженного образца армко-железа – $(0,16-0,17)^\circ(2\theta)$ (рис. 2); плотность дислокаций падает. Выявленные закономерности характерны для всех образцов независимо от режима их обработки.

Заключение

Таким образом, результаты исследований показали, что в процессе нагрева графитизированного покрытия на железе происходит заметное перераспределение его фазового состава: увеличивается количество цементита и феррита, при этом уменьшается количество аустенита, который при температуре 300°C полностью исчезает. Такое изменение фазового состава поверхностного слоя, наряду с повышением его пластичности за счёт уменьшения плотности дислокаций способствует улучшению его антифрикционных свойств.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Парканский Н.Я., Ревуцкий В.М. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Кишинёв: Штиинца, 1986. 196 с.
2. Полонский Ю.З. О концепции схватывания металлов и её применение к опорам граничного трения // Трение и износ. 1991. Том 12. № 2. С. 258–266.
3. Михайлюк А.И., Гитлевич А.Е., Иванов А.Н. и др. Превращение в поверхностных слоях сплавов железа при электроискровом легировании графитом // Электронная обработка материалов. 1986. № 4. С. 23–27.
4. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 542 с.
5. Назаренко П.В., Костецкий Б.И. Зависимость силы внешнего трения от типа и параметров решётки пар трения // Трение, смазка и износ деталей машин. Сб. научных трудов, выпуск IV. Киев, 1964. С. 137–139.
6. Золотых Б.Н., Коробова И.П., Стрытин Э.М. Физические основы электроискровой обработки материалов. М.: Наука, 1966.
7. Миркин Л.И. Рентгено-структурный контроль машиностроительных материалов. Справочник. М.: Машиностроение, 1979. С. 136.
8. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. С. 238.
9. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.М. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. С. 632.
10. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.П. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1990. С. 254.

Поступила 18.05.10

Summary

The results of investigation of the surface structure-phase transformation of the iron specimens subjected carbonization by the electrosparking method and heating in the temperature range $20-800^\circ\text{C}$ are given. It is sound that after electrosparking alloying with graphite the surface layer consisting of main austenite and cementite forms with high carbon content in γ -Fe. The austenite quantity reduces with heating and at 300°C it fully turns into ferrite-cementite mixture (perlite). The specimens heating reduces the value of microstresses, diffraction lines narrow down coming nearer to the annealed armco-iron values.