

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ И ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ТРЕНИИ

*Институт прикладной физики АН РМ, raisa@phys.asm.md
ул. Академией, 5, г. Кишинев, MD-2028, Республика Молдова*

Перспективным направлением увеличения несущей способности конструкционных материалов является упрочнение их поверхностных слоев или нанесение упрочняющих покрытий. Это позволяет повысить поверхностную прочность, износостойкость и, как следствие, растет эксплуатационная долговечность конструкционных и инструментальных материалов. Электроискровое легирование вполне соответствует требованиям этого направления и является перспективным методом модифицирования поверхностных слоев конструкционных материалов.

Одна из определяющих характеристик метода электроискрового легирования (ЭИЛ) – мощная термопластическая деформация формируемого слоя на поверхности обрабатываемого материала, ведущая к его существенному упрочнению. Это обусловлено скоротечным импульсным электрическим разрядом между электродом и деталью ($t \sim 10^{-4} - 10^{-5}$ с) [1], в результате на катоде-детали формируется микрорасплав массой $\sim 0,05 - 0,1$ мг [2], который по причине высокой теплопроводности материала детали и сравнительно большой ее массы охлаждается от температуры жидкого (кипящего) состояния до $0,05 T_{пл}$ и ниже со скоростью $\sim 10^{40}$ С/с [3]. Такие условия обработки приводят к термопластической деформации с образованием высокой плотности линейных дефектов в сформированном слое, достигающей в ряде случаев величины $10^{11} - 10^{12}$ см⁻² [4–5]. При такой плотности дислокаций и температурно-временной специфике пластической деформации в процессе ЭИЛ создаются условия для протекания процессов полигонизации дислокаций и формирования трехмерной ячеистой субструктуры. Однако в ряде случаев после ЭИЛ формируется и иной тип дислокационной субструктуры. При этом четкая зависимость вида субструктуры от режимов ЭИЛ пока не установлена.

В связи с этим цель настоящей работы – уточнить параметры формирующейся при ЭИЛ субструктуры поверхности слоев, ее специфику, механизм пластической деформации таких слоев, а также наметить пути совершенствования электроискрового оборудования, обеспечивающего стабильный режим целенаправленного формирования заданных свойств. Оценку параметров субструктуры электроискровых покрытий и ее вид изучали как методом рентгеноструктурного анализа, так и с помощью электронной микроскопии на просвет методом приготовления тонкой фольги [6]. Для исследования была выбрана аустенитная сталь X18N9T, обладающая достаточно высокой вязкостью, что способствовало получению электроискровых тонких слоев стали толщиной, оптимальной для проведения электронно-микроскопических наблюдений на просвет. Отсутствие фазовых превращений в процессе застывания жидкой фазы стали X18N9T дает возможность получить картину формирования дислокационной структуры только за счет термопластической деформации, вызванной электроискровым легированием. Методики исследований подробно описаны в работах [5, 16, 18].

Исследования, проведенные нами в работе [5], показали, что в результате термопластической деформации, возникающей в процессе ЭИЛ, формируется ячеистая субструктура, стенки которой состоят из винтовых дислокаций разного знака, то есть представляет собой мультипольное образование дислокаций, обладающее низкой энергией и значительной устойчивостью к деформации [7–9]. Формирование субструктуры в процессе ЭИЛ сопровождается определенным поверхностным упрочнением. Наблюдаемое деформационное упрочнение исходной структурно-неоднородной системы металла, очевидно, вызвано следующими эффектами: вначале возникают локальные большие упругие деформации, плотность дислокаций (ρ) возрастает, создаются условия выстраивания дислокаций в стенки, что в дальнейшем трансформируется в границы фрагментов, ячеек, формируется ячеистая субструктура (рис. 1).

В соответствии с полученными данными рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии размерные параметры, характеризующие ячеистую субструктуру покрытия, сформирован-

ного в процессе ЭИЛ, находятся в пределах 20–200 нм. Аналогичные параметры микроструктуры были получены и в работе [28] при исследовании микроструктуры медной фольги, подвергнутой воздействию электроискровых разрядов. Такие параметры микроструктуры соответствуют мезоуровню в иерархии структурных уровней [7].

Детальный металлографический анализ слоев армко-железа и различных сталей, подвергнутых электроискровой обработке, показал, что при определенных, так называемых мягких режимах обработки ($W_n \approx 0,4–0,9$ Дж) величина зерна многофазного белого слоя находится в пределах 0,1–10 мкм [10–11]. Приведенные значения соизмеримы с параметрами ячеистой субструктуры, указанными выше. Это позволяет сделать заключение, что при определенных режимах ЭИЛ формируется субструктура, границы зерен которой представляют собой области, ограниченные дислокационной сеткой. Таким образом, в процессе электроискровой обработки в поверхностном слое металлов формируются структуры и субструктуры наноразмерной величины, им присущи совершенно новые физико-механические свойства при различных воздействиях [12, 13].

Так, одно из эффективных направлений применения ЭИЛ в технике – формирование поверхностей трения. В ряде работ показано заметное увеличение износостойкости поверхностей, полученных таким способом [14]. Обширные исследования взаимосвязи параметров субструктуры поверхностей трения различных металлов, упрочненных методом ЭИЛ, с их износостойкостью выявили определенную корреляцию между величиной блоков мозаики и степенью износа поверхностей железа, меди и титана (представители соответственно ОЦК, ГЦК и ГПУ кристаллических решеток) [5]. Наибольшей износостойкостью при испытаниях в условиях трения скольжения обладали покрытия, представляющие наиболее мелкодисперсную субструктуру, где величина блоков мозаики составляла для железа 17; меди -130 и титана - 20 нм [5]. Полученные результаты подтверждают концепцию формирования упрочненной поверхности за счет не прочной блокировки дислокаций, а за счет создания препятствий их длинным перемещениям, при этом с возможностью их коротких перемещений в случае возникновения пиковых напряжений [15].

На основе данных рентгеноструктурного анализа, сформированных электроискровой обработкой слоев, оценивалась степень упрочнения кристаллической решетки, которая определялась сравнением величины предела текучести упрочненной структуры, рассчитываемой по формуле (1), с величиной теоретической прочности металлов на сдвиг ($\tau_{теор} = G \cdot 10^{-2}$ для ОЦК и ГПУ металлов и $\tau_{теор} = G \cdot 0,66$ для ГЦК металлов) [5] (табл.1):

$$\sigma = \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (1)$$

где α – коэффициент пропорциональности, равный 1; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; ρ – плотность дислокаций.

Таблица 1. Значения теоретической прочности и прочности на пределе текучести

Тип образца	$\tau_{теор}$, МН/М ²	σ , МН/М ²	$\sigma / \tau_{теор}$, %
Титан	$4.0 \cdot 10^2$	$3.2 \cdot 10^2$	80
Железо	$8.2 \cdot 10^2$	$6 \cdot 10^2$	70
Медь	$2.4 \cdot 10^3$	$1.3 \cdot 10^2$	50

Как видно из таблицы, значения напряжений предела текучести σ меньше напряжений теоретической прочности $\tau_{теор}$, но по величине составляют большую часть предела прочности. Причем чем больше исходная твердость исследуемого металла, тем ближе напряжения предела текучести к напряжениям прочности: для меди это отношение составляет лишь 50%, в то время как для титана – 80%. Это свидетельствует о том, что степень упрочнения железа и титана в процессе ЭИЛ приближается к критической, медь же сохраняет достаточно большой запас пластичности. Тем не менее в обоих случаях упрочнение является значительным и оно, по-видимому, не может быть достигнуто только за счет торможения длинных пробега дислокаций. Ответственным является и более сложное поведение дислокаций (образование скоплений дислокаций, границ ячеек, фрагментов и т.п., формирование барьеров трансляционной моде) [16].

Однако кроме высокой степени упрочнения поверхностей, сформированных методом ЭИЛ, для них также характерна и повышенная шероховатость ($R_z \approx 15–30$ мкм), и достаточно высокий уровень остаточных растягивающих напряжений, что в ряде случаев затрудняет их использование в качестве поверхностей трения. Одним из способов устранения этих недостатков является метод поверхностного пластического деформирования (ППД) [17]. Прежде всего необходимо было выяснить, как такая обработка скажется на прочностных характеристиках поверхностного слоя, сформирован-

ного в процессе ЭИЛ, так как известно, что такие поверхности уже обладают крайне мелкодисперсной структурой с высокой плотностью дислокаций и характеризуются повышенной твердостью [14]. Для выяснения этого вопроса проведены исследования [16, 18], где были выявлены особенности структурообразования в сформированном слое при ППД электроискровых покрытий, а также характер пластического течения.

Поверхностное пластическое деформирование осуществляли обкатывающим устройством, в котором деформирующим инструментом являлся шарик. В качестве образцов использовали ролики из сталей (ст.45, ст.40X, ст.Х18Н9Т) и титанового сплава (ВТ-1). Электроды были изготовлены из ст.45, ст.Х18Н9Т и ВТ-1. Исследования проводили с помощью оптической и электронной микроскопии (сканирующей и просвечивающей) методами рентгеноструктурного анализа, профилографирования и определения микротвердости. В результате определены режимы ППД, при которых в поверхностном слое образуются микронапряжения сжатия (табл. 2). При этом повышается усталостная прочность и формируется шероховатость поверхности, наиболее благоприятная для условий трения (табл. 3).

Таблица 2. Напряжения I рода в поверхностных слоях образцов, обработанных ЭИЛ и ЭИЛ+ ППД

№ п/п	Материал образца	Материал электрода	Нагрузка обкатки при ППД, кгс	ЭИЛ	ЭИЛ+ППД
1	Сталь 45	Сталь 45	40	150	- 770
2	- “ -	- “ -	80	150	- 840
3	- “ -	- “ -	120	150	- 910
4	Сталь 40X	Сталь 45	40	240	- 630
5	- “ -	- “ -	80	240	- 770
6	- “ -	- “ -	120	240	- 980
7	ВТ- 1	ВТ- 1	-	980	-
8	ВТ- 1	ВТ- 1	40	980	780
9	ВТ-1	ВТ-1	80	980	590
10	ВТ-1	ВТ-1	120	980	200
11	ВТ-1	ВТ-1	150	980	-210

Таблица 3. Шероховатость ЭИЛ+ППД при P=80 кгс

Материал образца	Материал электрода	Исходная твердость образца НРС	R_a , мкм		R_z , мкм		R_{max} , мкм		K
			ЭИЛ	ЭИЛ+ ППД	ЭИЛ	ЭИЛ+ ППД	ЭИЛ	ЭИЛ+ ППД	
Сталь 45	Сталь 45	7–8	4,94	2,31	20,2	3,6	35,0	5	5,6
Сталь 40X	Сталь45	38–40	4,63	2,41	8,94	4,56	14,0	6	1,96

Здесь $K=R_{ЭИЛ}/R_{ЭИЛ+ППД}$.

Из табл. 2 видно, что после ЭИЛ в поверхностном слое зарождаются значительные напряжения растяжения. Однако воздействие ППД, даже при малых усилиях, приводило к смене знака напряжений – вместо растягивающих возникали сжимающие напряжения. В случае титанового сплава подобная смена знака напряжений произошла только при нагрузке на шарике 150 кгс. Такой эффект, очевидно, связан с высоким исходным значением растягивающих макронапряжений, возникающих в титановых образцах после ЭИЛ, а также с низкой величиной дефекта упаковки (10 мДж/ м^2). Для железа дефект упаковки равен 140 мДж/ м^2 , что объясняет его более высокие пластические свойства по сравнению с титаном.

Наиболее интересные результаты были получены при исследовании эволюции субструктуры деформированных электроискровых покрытий. О состоянии субструктуры судили по степени дефектности поверхностного слоя, которая оценивалась по изменению физического уширения β по линии (211) для α -железа и (10,3) – для титана. При этом физическое уширение определяли методом аппроксимаций, используя функции $f(x)=(1+x^2)^{-2}$ и $g(x)=(1+x^2)^{-1}$.

В эксперименте использовались две схемы рентгеновской съемки: обычная с фокусировкой по Брэггу-Брентано и съемка методом скользящего пучка для слоев малой толщины [19]. Съемка велась в Co-K_α -излучении по линии (211) для α -железа и в Cu-K_α -излучении – для титана. Толщина анализируемых слоев при обычной съемке для Fe ≈ 12 и для Ti ≈ 7 мкм, а при съемке методом скользящего пучка ~ 6 и ~ 5 мкм соответственно. При определении физических уширений использовали эталоны, в качестве которых служили образцы из ст.45 и титанового сплава ВТ-1, отожженные в вакууме. Съемка эталонов позволила учесть геометрию образца и шероховатость поверхности при расчете физического уширения (табл. 4). Анализ данных табл. 4 показывает, что в слое ~ 12 мкм величины β_{211} после ЭИЛ и комплексного воздействия ЭИЛ+ППД в пределах экспериментальной ошибки совпадают. В более тонком приповерхностном слое (~ 6 мкм) наблюдается некоторое увеличение β_{211} после ППД, что свидетельствует о незначительном упрочнении этого слоя. В титановом сплаве ВТ-1 различий физического уширения $\beta_{10,3}$ не наблюдалось ни в слое 7 мкм, ни в слое 5 мкм, что подтверждает ранее полученные данные о критической степени упрочнения слоев титана уже после ЭИЛ.

Таблица 4. Физическое уширение линий (211) α -Fe и (10.3)Ti после ЭИЛ и ЭИЛ+ ППД

№ п/п	Материал образца	Нагрузка при ППД, кгс	По схеме Брэгга-Брентано, град.		По схеме скользящего пучка, град.	
			ЭИЛ	ЭИЛ+ППД	ЭИЛ	ЭИЛ+ППД
1	Ст.45	40	114 \pm 0,04	1,09 \pm 0,04	1,36 \pm 0,06	1,58 \pm 0,05
2	- “ -	80	1,13 \pm 0,05	1,11 \pm 0,04	1,36 \pm 0,06	1,43 \pm 0,06
3	- “ -	120	1,16 \pm 0,06	1,16 \pm 0,05	1,30 \pm 0,05	1,42 \pm 0,05
4	Ст.45	40	1,42 \pm 0,06	1,38 \pm 0,06	1,39 \pm 0,05	1,55 \pm 0,05
5	- “ -	80	1,43 \pm 0,06	1,38 \pm 0,06	1,38 \pm 0,06	1,55 \pm 0,06
6	- “ -	120	1,38 \pm 0,06	1,47 \pm 0,05	140 \pm 0,07	1,51 \pm 0,05
7	ВТ-1	-	1,36 \pm 0,06	-	1,38 \pm 0,07	-
8	- “ -	40	- “ -	1,29 \pm 0,05	- “ -	1,33 \pm 0,05
9	- “ -	80	- “ -	1,34 \pm 0,06	- “ -	1,28 \pm 0,05
10	- “ -	120	- “ -	1,39 \pm 0,06	- “ -	1,41 \pm 0,05
11	- “ -	150	- “ -	1,40 \pm 0,06	- “ -	1,42 \pm 0,05

Характер формирования прочностных свойств поверхностных слоев исследуемых металлов после ЭИЛ и ЭИЛ+ППД подтверждают и исследования микротвердости, которые проводились на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 100 гс (табл. 5). Из таблицы видно, что дополнительное воздействие ППД практически не меняет твердость слоя, сформированного после ЭИЛ, что коррелирует с данными рентгеноструктурного анализа, приведенными выше. Таким образом, показано, что степень упрочнения поверхностного слоя исследуемых материалов после применения ЭИЛ и последующего воздействия поверхностной пластической деформации приблизительно одинакова.

Таблица 5. Микротвердость поверхностей металлов после обработки ЭИЛ и ЭИЛ+ППД

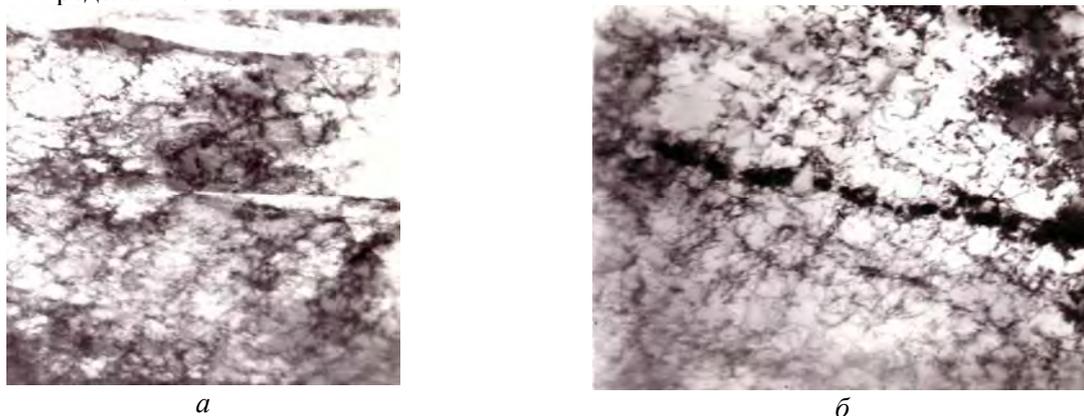
№ п/п	Материал образца	Нагрузка ППД, кгс	H, ГПа	
			ЭИЛ	ЭИЛ+ППД
1	Ст.45	40	7,3 \pm 1,0	6,9 \pm 1,2
2	- “ -	80	6,9 \pm 1,0	6,9 \pm 0,9
3	- “ -	120	7,6 \pm 1,0	8,0 \pm 0,8
4	Ст.40X	40	10,6 \pm 2,2	10,6 \pm 3,0
5	- “ -	80	11,3 \pm 1,8	10,6 \pm 1,7
6	- “ -	120	12,0 \pm 1,8	11,3 \pm 2,8

Электронно-микроскопические исследования эволюции структуры электроискровых покрытий после ППД показали (рис. 2), что в результате холодной деформации произошло дальнейшее преобразование дислокационной субструктуры. Действие ППД начинается с уровня деформации, когда сформирована ячеистая субструктура. Уже на этом этапе механическое поле в деформируемом материале содержит две компоненты – трансляционную и ротационную, взаимосвязанные между собой. Разориентация между ячейками еще мала (порядка 1⁰) (рис. 1).

Последующее воздействие ППД продолжает эволюцию структуры материала. Ячеистая структура, представленная на рис. 2,б, заполняет всю поверхность обработанного образца. Видно, что границы многих ячеек размазаны, рыхлые и в большинстве случаев имеют разрывы. Это свидетель-

ствует о том, что развито зернограничное проскальзывание (ЗГП) и присутствуют процессы поворотного типа, наблюдается миграция границ и в некоторых областях – даже экструзия материала. Размер ячеек с увеличением деформации практически не меняется. При дальнейшем воздействии ППД перечисленные процессы интенсифицируются, вблизи границ фрагментов возникают изгибные контуры. Их появление, как правило, сопровождается развитием разориентированной полосовой структуры (рис. 2,б).

При этом образуются полосы локализованной в приграничных зонах деформации, в которых происходит экструзия ячеек структуры, состояние материала становится сильно напряженным (рис. 3). Зарождаются процессы аккомодационного (релаксационного) характера [20, 21]. Для ослабления критически напряженного материала происходит его фрагментация, растет доля ЗГП и экструзия приграничных полос в целом [22]. Ячеистая полосовая дислокационная субструктура переходит в разориентированную полосовую, ячеисто-сетчатую (рис. 3), согласно классификации, предложенной в работе [7]. Анализируя масштабные уровни ячеистой и полосовой субструктур, можно отметить, что они находятся в одном диапазоне иерархии структурных уровней с масштабом параметров субструктуры в пределах $10-10^3$ нм.



а

б

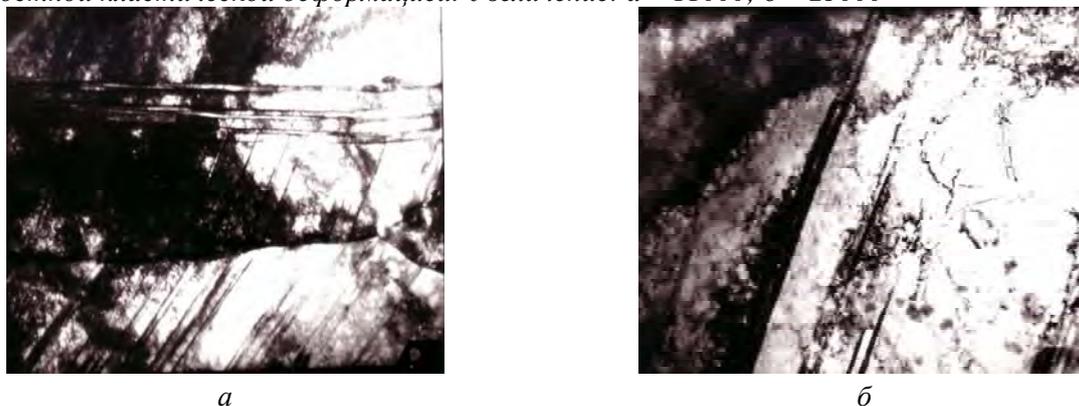
Рис. 1. Дислокационная структура поверхностного слоя стали после обработки электроискровым легированием. Увеличение: а – 33500; б – 15700



а

б

Рис. 2. Дислокационная структура поверхностного слоя стали после обработки ЭИЛ и последующей поверхностной пластической деформацией. Увеличение: а – 11000; б – 23000



а

б

Рис.3. Дислокационная субструктура поверхностного слоя стали после обработки ЭИЛ и ППД. Увеличение: а – 11000; б – 23000

Такой характер формирования дислокационной субструктуры свидетельствует о ее самоорганизации. При этом движущей силой процесса перестройки дислокационной субструктуры при ППД скорее всего является стремление к относительному минимуму полной энергии дислокационной подсистемы [23, 24]. Наблюдаемая неизменность плотности линейных дефектов после ППД электроискровых покрытий свидетельствует о том, что основным механизмом пластической деформации – зернограничное проскальзывание, которое приводит к взаимному повороту микрообъектов. Последнее является одним из коллективных эффектов в системах дислокаций: коллективным движением дислокаций, заключающимся в разделении ρ на $\Delta\rho_+$ и $\Delta\rho_-$ и приводящим к переходу от дислокационных к поворотным модам деформации, то есть к ротационному механизму деформации [24, 25].

Итак, электронно-микроскопические исследования показали, что дислокационная структура электроискровых покрытий трансформируется в процессе ППД. Однако скалярная плотность дислокаций и величина микротвердости до и после ППД практически не изменились. При этом установлено, что деформационные уровни дислокационной структуры после ЭИЛ и ППД соответствуют стадиям деформации, когда ротационные процессы, превалирующие на них, способствуют интенсификации процессов поляризации дислокаций и уменьшению коэффициента деформационного упрочнения субструктуры [7], что повышает пластический характер деформации материала и его долговечность. Возможно, эти процессы и ответственны за равенство микротвердости и величины скалярной плотности дислокаций до и после ППД.

Таким образом, установлено, что в процессе электроискрового легирования металлов формируется покрытие с высокой степенью деформационного упрочнения, при этом дислокационная структура представляет собой ячеистую субструктуру с размером ячеек минимальной величины. Последующее деформирование покрытий трением происходит не за счет трансляционного движения дислокаций с изменением их плотности и дисперсности ячеистой субструктуры, а в основном посредством ротационных механизмов. Разворот фрагментов и нанозерен, а также возникновение мезоскопических сдвигов, развивающихся вдоль границ фрагментов, и является, по-видимому, реальным механизмом деформации электроискровых покрытий. Однако формирование конкретной субструктуры возможно не при любых режимах ЭИЛ, а лишь при определенных. Выяснение условий ЭИЛ, при которых формируется мелкодисперсная ячеистая субструктура, – задача дальнейших исследований.

Известно, что свойства поверхностного слоя, полученного при ЭИЛ, зависят, при прочих равных условиях, от величины разрядного промежутка. Поскольку во время электроискрового процесса расстояние между вибрирующим электродом и поверхностью детали непрерывно меняется в определенных пределах и при этом электрод перемещается над поверхностью детали с возможными импульсными воздействиями уже обработанных участков, то следует ожидать, что за цикл обработки на поверхности детали будут формироваться покрытия с разными физико-химическими характеристиками и разной субструктурой, отличающейся от упорядоченной, типа ячеистой и ей подобных (рис. 3).

Исследования, проведенные в работе [26], показали, что после ЭИЛ обработанная поверхность характеризуется в основном тремя типами микротопографии, соответствующими плазменному, капельному и контактному механизмам переноса материала электрода на деталь. При этом было выяснено, что ячеистая субструктура формируется только в зоне плазменного переноса, иногда в зоне капельного и никогда не выявляется в зоне контактного.

Анализ факторов, влияющих на формирование определенного типа механизма переноса, показал, что соотношение зон плазменной, капельной и контактной микротопографии зависит от напряжения холостого хода, тока короткого замыкания, накопительной емкости (длительности импульса), материала детали и катода, а также и других факторов. Так, повышение напряжения холостого хода, при прочих равных условиях, увеличивает площадь зоны плазменного переноса. На степень упрочнения покрытий существенно влияет длительность импульсов при ЭИЛ, которая должна быть достаточной для полного протекания фазовых превращений, таких как аустенизация стали при нагреве, формирование мелкодисперсной ячеистой субструктуры и т.п.

Так как явление аустенизации связано с температурой превращения, возможность полного протекания фазовых превращений на различных глубинах оценивалась на основании решения уравнения теплопроводности:

$$\partial T(x,\tau)/\partial \tau = \alpha \partial^2 T(x,\tau)/\partial x^2 \quad (\tau > 0; 0 < X < \infty), \quad (1)$$

где x – расстояние от поверхности, α – коэффициент теплопроводности. Решение этого уравнения имеет вид

$$T(x,\tau) = 2q_0/\lambda \sqrt{\alpha \tau} \operatorname{ierfc}(x/\sqrt{\alpha \tau}), \quad (2)$$

где q_c – поток энергии на поверхность полупространства, λ – коэффициент теплопроводности. Время изотермического превращения и образования аустенита определяется из следующего выражения [27]:

$$\tau(T_i) = \tau_0 \exp(Q/RT_i), \quad (3)$$

где $\tau(T_i)$ – время полного превращения; T_i – температура превращения; τ_0 – предэкспоненциальный множитель ($1,89 \cdot 10^9$ С); Q – энергия активации (218 кДж/моль); R – универсальная газовая постоянная. Решения уравнений (2)–(3) определяют критерий полной аустенизации:

$$K = \int_{\tau_i} dt / \tau_0 \exp(Q/RV_{cp}\tau), \quad (4)$$

где $\tau_i = T_0/V_{cp}$ – время достижения температуры начала превращения; V_{cp} – средняя скорость нагрева. При $K > 1$ это выражение представляет собой критерий полной аустенизации в поверхностном слое толщиной h при воздействии внешнего энергетического потока q и длительности τ_u . Результаты расчетов показали, что аустенитно-мартенситное упрочняющее воздействие импульсного разряда ЭИЛ согласно критерию может быть достигнуто в диапазоне длительности импульса 100–600 мкс. Однако влияние длительности импульса на формирование оптимальной субструктуры для различных типов решеток и материалов еще не изучено. В связи с этим представляется целесообразным продолжить исследования в этой области с целью выявления режимов ЭИЛ, способных обеспечить формирование субструктуры материалов с высокими износостойкими свойствами.

Заключение

В результате проведенных исследований установлено, что в пределах определенных режимов обработки масштабные параметры субструктуры, сформированные методом ЭИЛ поверхностного слоя, лежат в пределах наноразмерных величин (17–130 нм). ППД электроискровых покрытий приводит к смене знака их микронапряжений, трансформируя растягивающие в сжимающие напряжения. При этом скалярная плотность дислокаций и микротвердость практически не изменяются. Пластическая деформация при исследованных режимах ППД электроискровых покрытий определяется в основном поворотной модой, то есть ротационным движением фрагментов, сохраняя пластический характер деформации, что удлиняет долговечность материала.

Авторы выражают благодарность А.Е. Гитлевичу за участие в обсуждении материалов статьи.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренко Н.И. Изменение исходных свойств поверхности катода под действием искровых импульсов, протекающих в газовой среде // Электроискровая обработка металлов. М.: Изд-во АН СССР, 1957. Вып. 1. С.70–94.
2. Золотых Б.Н., Круглов А.И. Тепловые процессы на поверхности электродов при электроискровой обработке металлов // Проблемы электрической обработки материалов. М.: Изд-во АН СССР, 1960. Вып. 1. С. 65–76.
3. Золотых Б.Н., Круглов А.И., Гиоев К.Х. и др. Исследование физических закономерностей электрической эрозии металлов в жидкой диэлектрической среде. Техн. отчет ЦНИЛ - Электром АН СССР, 1957.
4. Лукичев Б.Н. и др. Повышение эффективности поверхностного упрочнения при электроискровом легировании деталей машин // Электронная обработка материалов. 1987. № 4. С. 22–25.
5. Михайлюк А.И. Влияние электроискрового легирования металлических поверхностей на их износостойкость // Автореф. дисс.канд. техн.наук. Москва, Институт приборостроения, 1990.
6. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Е.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ, М.: Металлургия, 1970. 368 с.
7. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения // Новосибирск: Наука, 1990. 254 с.
8. Игнатенко Л.Н., Касаткина Н.Ф., Шаркеев Ю.П. и др. Формирование и развитие с деформацией тонкой структуры среднелегированной конструкционной стали // Томск: Изд-во Томского университета, 1986. С. 164–172.
9. Иванов Ю.Ф., Гладышев С.А., Козлов Э.В. Структурные оценки предела текучести высокопрочной конструкционной стали // Пластическая деформация сплавов. Томск: Изд-во Томского университета, 1986. С. 152–163.

10. Палатник Л.С. Превращение в поверхностном слое металлов под действием электрических разрядов // Известия АН СССР, сер. физ. 1951. Т.15. № 4. С. 467.
11. Могилевский И.З., Чеповая С.А. Металлографическое исследование поверхностного слоя стали после электроискровой обработки металлов // Электроискровая обработка металлов. Москва: Изд-во АН СССР. Вып. 1. С. 95–116.
12. Волков Г.М. О критических параметрах нанотехнологии // Нанотехника, 2006. № 1. С. 3–9.
13. Поляков С.А., Хазов С.П. Нанотехника в трибологии // Нанотехника. 2006. № 1. С. 42–51.
14. Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Парканский Н.Я., Ревуцкий В.Н. Электроискровое легирование металлических поверхностей. Кишинев: Штиинца, 1985. 196 с.
15. Гушинский Л.И., Тихомирова Л.Б. Структурные аспекты повышения конструктивной прочности сплавов // Физико-химическая механика материалов. 1975. № 5. С. 10–22.
16. Михайлюк А.И., Иванов А.Н., Капуткина Л.М., Гитлевич А.Е. Особенности формирования субструктуры поверхностного слоя некоторых металлов после электроискрового легирования и поверхностной пластической деформации // Электроискровая обработка материалов. 1995. № 1.
17. Папиев Д.Д. Отделочно-укрепляющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: 1978.
18. Михайлюк А.И., Рапопорт Л.С., Гитлевич А.Е. и др. Влияние поверхностно-пластической деформации на характеристики электроискровых покрытий на основе железа // Электронная обработка материалов. 1991. № 1 и 2.
19. Иванов А.Н., Фомичева Е.И., Шелехов Е.В. Применение скользящего пучка для изучения поверхностных слоев на рентгеновском дифрактометре общего назначения // Заводская лаборатория. 1989. №12. С. 41–47.
20. Zhitaru R., Rahvalov W. The influence of rest on the micromechanical properties of preliminary deformed MgO single crystals // Physics of the Solid State. 2007. Vol.49. № 5. P. 839–841.
21. Zhitaru R., Rahvalov W. Influence of the stresses of predeformed InP crystals on Acoustic emission under indentation // Proceedings of SPIE. 1999. Vol.4068. P. 65–73.
22. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Влияние очага деформации на измельчение структуры в металлах // ФММ. 2007. Т.104. № 6. С. 605–617.
23. Конева Н.А. и др. Накопление дефектов, запасенная упругая энергия и самоорганизация структуры // Там же. Физические аспекты прогнозирования разрушения и формирования гетерогенных материалов. Ленинград: ФТИ им.А.Ф.Иоффе, 1987. С. 137–148.
24. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. Москва: Изд-во Металлургия, 1984. 279 с.
25. Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Чурбаев Р.В. и др. Нанотехнология получения, структура и свойства нанокристаллических сплавов на основе алюминия с малыми добавками редкоземельных и переходных металлов // Нанотехника, 2006. № 1. С. 57–63.
26. Коробейник В.Ф., Рудюк С.И., Коробейник С.В. Особенности формирования микротопографии, структуры и субструктуры поверхностного слоя при электроискровом легировании // Электронная обработка материалов. 1989. № 1. С. 15–17.
27. Усов С.В., Дроздов Ю.Н., Белобрагин Ю.А. и др. Комбинированные процессы электроэрозионного упрочнения для повышения ограниченной долговечности деталей машин // Вестник машиностроения, 1986. № 7. С. 59–62.
28. Пячин С.А., Заводинский В.Г., Пугачевский М.А. Структурно-фазовые превращения медной фольги под воздействием искрового разряда // Физика металлов и металловедение. 2006. Том. 102. № 2. С. 171–177.

Поступила 18.03.08

Summary

It has been fulfilled the structure state analysis of the metal surface layers after their electric-spark treatment (EST) and following treatment by surface plastic deformation (SPD). The structure levels and its scales which fall in the region 20–10³nm have been determined. By the methods of roentgene-structural analysis and electron microscopy it was established that the linear defect density after EST and after EST+SPD are practically the same. The last one allowed to suggest that the dislocation cooperative motion, rotation processes are a base of plastic deformation mechanism of the metal electric-spark coatings. Some directions of a stable and more homogeneous structure formation of electric-spark coatings with required properties are proposed.