

ИЗМЕНЕНИЕ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНОВ ПРИ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ

С. В. Лоскутов

*Запорожский национальный технический университет
(Украина)*

Поступила в редакцию 5.11.2003

На основе представлений о взаимосвязи работы выхода электронов с электроотрицательностью предложена методика расчета работы выхода металлов в зависимости от параметров упруго-пластического деформирования. Расчеты, проведенные для алюминия и меди, показали хорошее согласие с экспериментальными данными. В рамках рассматриваемой модели находит объяснение рост работы выхода при обработке металлов шлифованием, а также при испытаниях на усталость.

ВВЕДЕНИЕ

Одной из основных энергетических характеристик металлов является работа выхода электрона (РВЭ). В настоящее время уже накоплен значительный экспериментальный материал по измерениям РВЭ в различных условиях напряженно-деформированного состояния металлов [1–7]. Обнаружено, что упругие деформации вызывают рост РВЭ (порядка нескольких мэВ), а в области пластического деформирования работа выхода уменьшается на десятки и сотни мэВ. Причем падение РВЭ соответствует степени пластического деформирования, а величина приращения РВЭ к моменту разрушения различна для разных металлов. Однако до сих пор не разработана физическая модель, объясняющая изменения РВЭ при деформировании металлов. Основной причиной этого является сложность выполнения квантовомеханических расчетов РВЭ для реальной геометрии металлических образцов. В то же время разработана методика расчета РВЭ неидеальных металлических поверхностей на основе полуэмпирических представлений теории орбитальной электроотрицательности [8]. Расчеты РВЭ ряда металлов, выполненные на основе теории нейтральной орбитальной электроотрицательности (НОЭ), достаточно хорошо согласуются с экспериментальными данными [9]. В работах [10–13] были созданы предпосылки для применения представлений теории НОЭ для расчета деформационных зависимостей РВЭ металлов. Под НОЭ понимается потенциальная энергия электрона на связующей орбитали атома, являющаяся результатом взаимодействия всех участвующих в связи атомов и электронов решетки. Основу этих расчетов составляет представление о работе выхода, как электроотрицательности нейтральной спин-орбитали, локализованной возле атома поверхности. Известно, что РВЭ определяется суммой объемной и поверхностной составляющих. Объемная часть

РВЭ зависит от энергии Ферми данного металла и очень слабо изменяется при деформировании. Поверхностная составляющая РВЭ может претерпевать значительные изменения при деформациях, так как определяется локальными поверхностными скачками потенциалов, вариации которых зависят от микрогеометрии и координации поверхностных атомов. Определение микрогеометрии деформируемой поверхности и координации поверхностных атомов стало возможным на основе последних достижений сканирующей туннельной микроскопии. В работах [14–18] было показано, что деформационные процессы на поверхности определяются формированием и эволюцией нанодфектов. Это нанометрические дефекты, имеющие форму призм различных размеров, стенки которых образуются за счет выхода на поверхность дислокаций по плоскостям легкого скольжения. Образование дислокационных ступенек на поверхности изменяет электростатический поверхностный барьер и, соответственно, работу выхода электронов.

Целью данной работы была разработка методики расчета изменений РВЭ при упруго-пластическом деформировании металлов на основе модели взаимосвязи РВЭ с электроотрицательностью металлов с учетом формирования нанометрических поверхностных дефектов.

МОДЕЛЬ

Воспользуемся приближением, в котором каждому поверхностному атому металла приписывается локализованная валентная орбиталь, характеризуемая орбитальной электроотрицательностью – производной энергии орбитали по ее заряду [10]. Причем, орбитальная электроотрицательность поверхностного атома зависит от координации данного поверхностного атома и от координации его окружения. Образование или формирование новой металлической поверхности в процессе деформирования связано с появ-

лением поверхностных атомов с новой координацией, результатом чего является перераспределение заряда между атомами с различными значениями электроотрицательности, необходимое для выравнивания их электроотрицательностей. Выравнивание достигается за счет установления разности потенциалов между атомами с различной координацией и за счет сближения их электроотрицательностей.

РВЭ неидеальной поверхности металла можно рассматривать как усредненное значение электроотрицательности наружных атомов металла. На плотноупакованной монокристаллической металлической поверхности все наружные атомы одинаковы, поэтому их суммарный вклад одинаков для любой точки вне поверхности. Вблизи неидеальной или частично покрытой адчастицами поверхности суммарный вклад наружных атомов пространственно зависим, вблизи такой поверхности имеет место градиент потенциала. В модели НОЭ используется допущение, что поверхностные атомы металла сохраняют до некоторой степени индивидуальный характер. Волновые функции, описывающие состояние электронов на поверхности, аппроксимируются в непосредственной близости от поверхностного атома волновой функцией изолированного атома. Следовательно, на поверхности имеются некоторые атомные орбитали или их комбинации, учитывающие асимметрию окружения атомов и соответствующие определенному поверхностному атому металла. Использование такой идеи дает возможность интерпретировать электронную эмиссию как переход электрона из локализованной электронной конфигурации атома металла в свободное состояние и считать, что энергией активации в этом процессе выступает нейтральная орбитальная электроотрицательность, равная РВЭ.

В качестве характеристики неидеальности поверхности используется число разорванных связей с ближайшими i и последующими j соседями наружных атомов поверхности. В случае идеальной поверхности кристаллической плоскости (hkl) значения i и j для всех наружных атомов одинаковы. Поликристаллические поверхности, образованные различными гранями микрокристаллов, являются неидеальными, поскольку их наружные атомы некоторым образом распределены по i и j . Для неидеальной поверхности РВЭ является усредненной величиной $\bar{\Phi}$, описываемой уравнением

(1)

где S_{ij} – доля поверхности, занятая пятном

(монокристаллическая плоскость (hkl), работа выхода которой Φ_{ij} является функцией i и j).

Зависимость РВЭ от i и j согласно работе [11] представим в виде полуэмпирического уравнения:

$$\Phi_{ij} = x_{ij} = 0,98 \frac{(V_n - i)n_a + (V_m - j)n_b + 1}{r_a} + 1,57 \text{ эВ.} \quad (2)$$

Здесь x_{ij} – орбитальная электроотрицательность наружного атома поверхности; V_n и V_m – числа ближайших и последующих соседей атомов в объеме, характерные для данной кристаллографической решетки; i – число разорванных связей поверхностного атома с ближайшими соседями, j – с последующими; $(V_n - i)$ и $(V_m - j)$ представляют собой число связей наружного атома с ближайшими и последующими соседями; n_a и n_b – числа электронов, принимающих участие в связи атома поверхности с ближайшими и последующими соседями, отнесенные к одному атому; r_a – атомный радиус данного элемента по Полингу, Е.

Под напряжением дислокации выходят на поверхность металла, и на ней образуются нанодфекты первого ранга (длина стенок нанодфектов первого ранга составляет для меди ≈ 80 нм, они образуются при испускании ≈ 300 дислокаций кластерами из источников первого ранга). Концентрация нанодфектов первого ранга растет до тех пор, пока не достигнет термодинамически оптимального значения, при котором энтропия смеси нанодфектов и атомов кристаллической решетки имеет максимальное значение. Затем часть этих нанодфектов рассасывается, а другая часть образует ансамбль нанодфектов второго ранга. Концентрация нанодфектов второго ранга растет, достигает приблизительно 5 %, после чего часть из них рассасывается, а другая трансформируется в нанодфекты третьего ранга и т.д. Действие нагрузки на образец приводит к возникновению новых порций нанодфектов первого ранга и после превращения части из них в нанодфекты второго ранга, вновь начинают накапливаться нанодфекты первого ранга и процесс циклически повторяется. Экспериментально установлено, что нанодфекты на поверхности нагруженной меди образуют четыре ансамбля, причем энергия образования нанодфектов в каждом из следующих ансамблей в 3 раза меньше, а размер в 3 раза больше, чем в предыдущем [18].

Образование нанодфектов непосредственно связано с величиной пластической деформации образца. Каждый нанодфект характеризуется своими геометрическими размерами. При по-

стоянной скорости деформирования рассчитывается число дислокаций, вышедших на поверхность и образовавших определенный нанодфект. Пластическая деформация образца определяется площадью проекций всех нанодфектов на свободную поверхность образца. Причем, зная кинетику формирования и развития нанодфектной структуры по данным туннельной сканирующей микроскопии, можно определять величину деформации по приращению площади свободной поверхности образца. Формирование новых участков свободной поверхности определяет деформацию, а отличие в координации атомов этих поверхностей влияет на изменение РВЭ свободной поверхности. Метод НОЭ позволяет вычислять изменения РВЭ, вызванные изменением координации атомом на поверхности деформируемого металла, вследствие эволюции ансамблей нанодфектов. Если ввести отдельные обозначения для числа разорванных связей поверхностных атомов рассматриваемой идеальной поверхности в виде $i = a, j = b$, то с экспериментом целесообразно сравнивать изменение РВЭ монокристаллической поверхности Φ_{hkl} в результате нарушения ее структуры или модификации, т.е. появления атомов с i и j , отличными от a и b :

$$\Phi_{ij} = \Phi_{hkl} + \frac{0.98}{r_a} \sum S_{ij} [(i-a)n_a + (j-b)n_b]. \quad (3)$$

Процедура расчета заключается в расчете расположения атомов свободной поверхности в любой момент деформирования, вычисления РВЭ соответствующего изменению в расположении поверхностных атомов и определения величины деформации по приращению площади свободной поверхности. В случае упругого деформирования изменение РВЭ, в основном, определяется зависимостью n_a и n_b от расстояния до ближайших R_1 и последующих R_2 соседей, и, таким образом, связано с деформацией. При пластическом деформировании, для каждого участка свободной поверхности, дополнительно к упругой составляющей РВЭ рассчитывается изменение РВЭ, определяемое зависимостью от i и j . Развитие нанометрической дефектной структуры поверхности определяется приращением длины образца в процессе пластического деформирования. Предположим, что k нанодфектов, выстроившись в ряд поперек образца, создают приращение длины образца dl . Если таких рядов n , то общее удлинение образца будет $n \cdot dl$. Таким образом, можно установить связь между количеством нанодфектов и деформацией образца. По рисункам в работе [18] следует, что нанодфекты не выстраиваются в непрерывные попе-

речные цепочки. Возможно, что участки поверхности между нанодфектами, находясь в состоянии упругих растягивающих напряжений, вызывают или способствуют залечиванию термодинамически неустойчивых нанодфектов.

ВЛИЯНИЕ НА РВЭ УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Расчеты производились на примере различных кристаллографических плоскостей монокристаллов меди, алюминия. Для моделирования задавались значения относительной деформации в пределах $[0 \div 0,05]$. При этом различные кристаллографические плоскости отличаются числом разорванных связей для ближайших и последующих соседей.

При упруго-пластическом деформировании расстояния до ближайших R_1 и последующих R_2 соседей являются функциями деформации. Рассчитаем эти зависимости на примере растяжения кристаллической решетки в направлении $[100]$:

$$R_1(\epsilon) = a \frac{\sqrt{2 + \epsilon^2 + 2\epsilon - 2\nu\epsilon + \nu^2\epsilon^2}}{3} + a \frac{1 - \nu\epsilon}{3\sqrt{2}},$$

$$R_2(\epsilon) = \frac{2a(1 - \nu\epsilon) + a(1 + \epsilon)}{3}. \quad (4)$$

Здесь a – параметр решетки, ν – коэффициент Пуассона.

Расчет числа электронов, связывающих атом поверхности с соседями, можно провести на основании знания о расстоянии между ближайшими и последующими соседями [13], т.е.

$$n_a(\epsilon) = \frac{\nu}{V_n + V_m \cdot \exp\left(\frac{R_1(\epsilon) - R_2(\epsilon)}{0,26}\right)} \quad (5)$$

представляет собой число электронов, связывающих атом поверхности с ближайшими соседями, а число электронов, связывающих атом поверхности с последующими соседями, определяем по формуле:

$$n_b(\epsilon) = n_a(\epsilon) \cdot \exp\left(\frac{R_1(\epsilon) - R_2(\epsilon)}{0,26}\right). \quad (6)$$

В формулах (4) и (5) ν – валентность по Полингу, для меди $V_n = 12, V_m = 6$. В работе [19] показано, что упругое деформирование металлических электродов приводит к изменению потенциала их поверхности. Влияние упругой деформации на плотность заряда электрода становится существенным при появлении на электроде слоя прочно адсорбированных диполей. Если рассматривать двойной электрический слой на по-

верхности металла как слой диполей, то упругая деформация этого слоя приводит к перераспределению электрического заряда вблизи поверхности. В результате изменяется величина электростатического поверхностного барьера и соответственно РВЭ. Тогда, учитывая электростатическую поправку на перераспределение заряда при упругом деформировании двойного электрического слоя, формулу (2) перепишем в виде:

$$\Phi_{ij} = \left(0,98 \cdot \frac{(V_n - i) \cdot n_a + (V_m - j) \cdot n_b + 1}{r_a} + 1,57 \right) \times \left(1 + \frac{\delta(\epsilon) - \delta(0)}{\delta(0)} \right). \quad (7)$$

Здесь

$$\delta(\epsilon) = \frac{1}{\pi} \left(\arctg \frac{\rho + R_1(\epsilon)/2}{\lambda} - \arctg \frac{\rho - R_1(\epsilon)/2}{\lambda} \right).$$

Для оценки примем λ – толщина двойного электрического слоя ($\lambda = 0,5$ ангстрем), ρ – расстояние от центра двойного слоя ($\rho = 0,5$). Таким образом, задавая значения разорванных связей с ближайшими соседями i и с последующими соседями j , можем рассчитать РВЭ для различных кристаллографических плоскостей по формуле (7). Экспериментальная зависимость РВЭ в области упругого деформирования была получена на поликристаллических образцах из алюминия чистотой 99,9 % на воздухе методом КРП. Из рис. 1 видно, что наиболее плотно упакованная плоскость дает наибольшее приращение РВЭ. Расчет для меди дает аналогичные результаты (при 5 % деформации приращение РВЭ составляет (7÷8) мэВ). Аналогичный рост РВЭ при упругих деформациях отмечается в работах [2, 19].

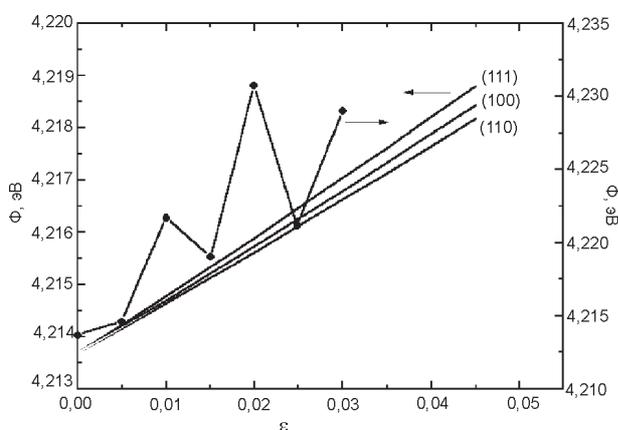


Рис. 1. Расчет зависимости РВЭ различных кристаллографических плоскостей Al от упругой деформации методом НОЭ и (•) – экспериментальная зависимость. При $\epsilon = 0$: $\Phi(100) = 4,214$ эВ; $\Phi(110) = 3,969$ эВ; $\Phi(111) = 4,451$ эВ. Кривые для плоскостей (110) и (111) смещены до совмещения значений при $\epsilon = 0$.

ВЛИЯНИЕ ОБРАЗУЮЩИХСЯ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОАТОМНЫХ СТУПЕНЕК НА РВЭ

При переходе деформации в пластическую область происходит выход на поверхность дислокационных моноатомных ступенек. В рамках рассматриваемой модели был также выполнен расчет влияния плотности дислокационных ступенек, образующихся при пластическом деформировании металла, на изменение РВЭ. Для возможности сравнения с экспериментальными результатами расчет проводился для меди.

Пластическое деформирование реальных металлических образцов обычно локализовано. Рассмотрим некоторый участок поверхности образца, размерами $10^5 \times 10^5$ параметров решетки, подвергнутый испытанию на пластическое деформирование. Будем учитывать поперечное сжатие участка поверхности при пластическом деформировании. При выходе дислокаций на поверхность металла образуются ступеньки шириной от 5 до 50 нм. Так для меди 59 дислокаций формируют деформационную ступеньку высотой 15 нм [17]. Деформирование в пластической области привело к образованию на поверхности образца пирамидальных ямок различных размеров (рис. 2). Так как образовались новые поверхности с отличным от исходного распределением атомов, то соответственно изменилась РВЭ данного участка поверхности. При измерениях методом КРП распределения РВЭ по поверхности образца с локализованной областью пластического деформирования всегда четко проявляется граница области, не охваченная пластическим деформированием.

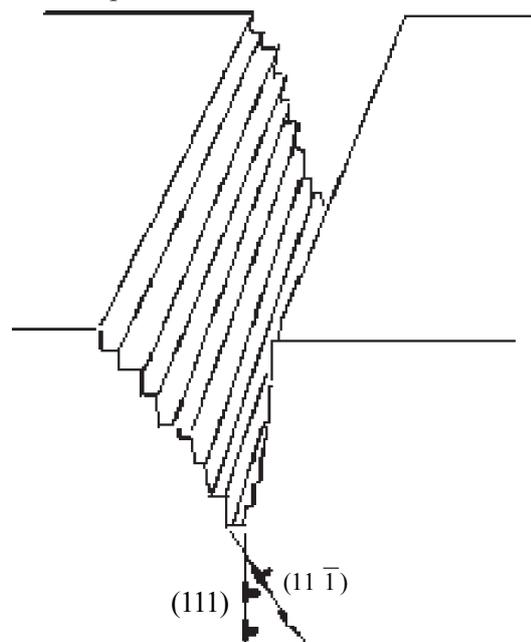


Рис. 2. Схема механизма образования поверхностного дефекта при деформировании металла по плоскостям легкого скольжения.

пластическим деформированием. По-видимому, это подтверждает то, что за изменения РВЭ ответственны поверхностные дефекты пластического деформирования – нанодфекты. Образование двух стенок прямоугольной формы обусловлено выходом дислокаций на поверхность по плоскостям легкого скольжения (111) и (110). Будем также считать, что за счет текстуры холоднокатаной меди плоскость образца, в основном, представлена плоскостями (110). По известным кристаллографическим ориентациям стенок нанодфектов, учитывая их ступенчатый характер, можно рассчитать соответствующие значения РВЭ. Следует также учитывать иерархический характер распределения нанодфектов по размерам и периодичность колебаний концентраций нанодфектов в каждом ансамбле. В соответствии с работой [18] длина стенки нанодфекта в ансамбле первого ранга составляет ≈ 80 нм, что соответствует ≈ 300 дислокациям. Также используем характерные значения высоты деформационных ступенек и количества дислокаций, генерируемых приповерхностным источником. По данным работы [11] учтем перераспределение заряда между атомами с различными значениями электроотрицательности. Исходя из этого, можно получить соответствующие значения РВЭ. Результаты расчетов представлены в табл. 1. Из таблицы видно, что укрупнение нанодфектов приводит к незначительному росту

Таблица 1

Расчет работы выхода для нанодфектов различных рангов

Ранг ансамбля	Глубина нанодфекта d , нм	Длина стенки нанодфекта, нм	Количество дислокаций	РЭВ нанодфекта, эВ
1	20	80	300	3,999
2	60	240	900	4,028
3	180	720	2700	4,038
4	550	2130	8000	4,049

РВЭ. Эффект роста РВЭ до 100 мэВ наблюдался в наших измерениях зависимости работы выхода от обработки поверхности алюминия наждачными шкурками различной зернистости. Было обнаружено, что переход от более грубой (средний размер зерна – 200 $\mu\text{м}$) к более мелкой шлифовке (средний размер зерна – 60 $\mu\text{м}$) сопровождается уменьшением РВЭ, затем уменьшение параметра шероховатости поверхности (средний размер зерна < 30 $\mu\text{м}$) приводило к росту РВЭ. Аналогичные экспериментальные результаты для ряда других металлов представлены в работе [21].

Возможно, что рост РВЭ связан с изменением характера поверхностного деформирования при тонком шлифовании и увеличением концентрации крупных нанодфектов.

РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ НА РВЭ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОДЕФЕКТОВ МЕДИ

С целью оценки возможностей рассматриваемой модели был выполнен расчет зависимости РВЭ от времени испытания на одноосное растяжение меди при трех различных скоростях деформирования. Расчет выполнялся с учетом кинетики формирования ансамблей нанодфектов в процессе пластического деформирования образца из меди. В программу расчета была заложена временная осцилляция концентрации нанодфектов в соответствии с экспериментальными данными, полученными в работе [18]. Отношение частоты образования дефектов первого ранга к скорости относительной деформации составляло приблизительно 3,6 для всех трех рассмотренных скоростей деформирования. Было обнаружено, что падение РВЭ при пластическом деформировании, в основном, определяется формированием поверхностных дефектов первого ранга. Осциллирующий характер эволюции поверхностных дефектов и экспериментально наблюдаемый выход на плато изменений РВЭ при предельных пластических деформациях вызывает необходимость учета влияния дефектов 2, 3 и 4 рангов. Влияние последних на РВЭ проявляется в компенсации прироста РВЭ, вызванного уменьшением числа дефектов 1 ранга. Эффект роста РВЭ также наблюдался на образцах, подвергнутых длительным испытаниям на усталость [4]. Для объяснения прироста РВЭ при циклическом нагружении было выдвинуто предположение об обратимом характере образования поверхностных дефектов. Для развития физической картины усталостного разрушения представляет интерес исследовать нанометрическую структуру поверхности металлов после различного количества циклов усталостного нагружения. На рис. 3 представлены результаты расчета изменений РВЭ для меди при трех различных скоростях растяжения. Сравнение расчетных значений с экспериментальными данными работы [3] показывает хорошее соответствие.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основании представленных в данной работе результатов можно сделать вывод о перспективности использования представлений модели электроотрицательности при расчете зависи-

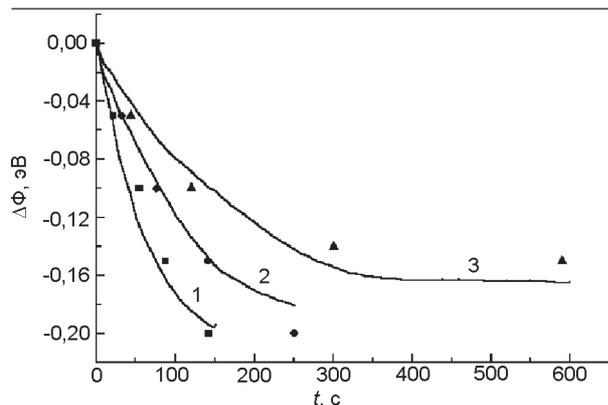


Рис. 3. Расчет изменения работы выхода электронов для Cu при скоростях растяжения: 1 – 6,3 мм/мин; 2 – 2,5 мм/мин; 3 – 1,01 мм/мин. Сплошные линии – расчет, маркеры – эксперимент.

мости РВЭ в различных схемах механического нагружения металлов. Для дальнейшего развития предложенной схемы расчета необходимо экспериментально исследовать корреляцию изменений РВЭ с количеством поверхностных нанодфектов всех рангов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Андреев Л.А., Палигэ Я. Изменение работы выхода электрона при холодной деформации молибдена и тантала в условиях сверхвысокого вакуума // ДАН СССР. – 1963. – Т. 152, № 5. – С. 1086 - 1088.
2. Минц Р.И., Мелехин В.П., Партенский М.Б. Деформационное изменение работы выхода электрона // ФТТ. – 1974. – Т. 16, № 12. – С. 3584 - 3586.
3. Минц Р.И., Мелехин В.П., Кортков В.С., Семко Ю.Д. Измерение работы выхода электронов и экзoeлектронной эмиссии при растяжении меди и алюминия // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1969. – № 2. – С. 113 - 116.
4. Levitin V.V., Loskutov S.V., Pravda M.I., Serpetzky V.A. Work function for fatigue tested metals // Nondestructive Testing and Evaluation. – 2001. – Vol.17, № 2. – P. 79 - 89.
5. Жарин А.Л., Фишбейн Е.И., Шипица Н.А. Влияние контактных деформаций на величину работы выхода электрона поверхности // Трение и износ. – 1995. – Т. 16, № 3. – С. 488 - 504.
6. Левитин В.В., Лоскутов С.В., Погосов В.В. Влияние деформации и остаточных напряжений в металлах на работу выхода электронов // ФММ – 1990. – Т. 74, № 9. – С. 73 - 79.

ЗМІНА РОБОТИ ВИХОДУ ЕЛЕКТРОНІВ ПРИБРУЖНО-ПЛАСТИЧНОМУ ДЕФОРМУВАННІ МЕТАЛІВ

С. В. Лоскутова

На основі уявлень про взаємозв'язок роботи виходу електронів з електронегативністю запропонована методика розрахунку роботи виходу електронів в залежності від параметрів пружно-пластичного деформування. Розрахунки, проведені для алюмінію і міді, показали добру відповідність з експериментальними даними. В рамках розглядуваної моделі знаходить пояснення зростання роботи виходу при обробці металів шліфуванням, а також при випробуваннях на втомленість.

7. Levitin V.V., Loskutov S.V., Pravda M.I., Serpetzky V.A. Influence of Cyclic Stresses upon the Electronic Work Function for the Metal Surface // Solid State Com. – 1994. – Vol. 92, № 12. – P. 973 - 976.
8. Рудницкий Л. А. Некоторые поверхностные и объемные свойства твердых тел в терминах электроотрицательности // Журнал физической химии. – 1979. – Т. 53, № 12. – С. 3003 - 3014.
9. Фоменко В.С. Эмиссионные свойства материалов. Справочник. – К.: Наукова думка, 1981. – 340 с.
10. Рудницкий Л.А. Работа выхода электрона неидеальной поверхности металла // ЖТФ. – 1980. – Т. 50, № 2. – С. 355 - 361.
11. Рудницкий Л. А. Неоднородность неплоских и неидеальных металлических поверхностей по теплотам адсорбции ионов // Журнал физической химии. – 1981. – Т. 55, № 8. – С. 2064 - 2070.
12. Рудницкий Л.А. О работе выхода электрона и донорно-акцепторных свойствах неидеальных или покрытых адчастицами поверхностей металлов // Известия АН СССР. Сер. физическая. – 1982. – Т. 46, № 7. – С. 1240 - 1246.
13. Резник А.И., Руденко Н.В. Влияние точечных дефектов поверхности металла на величину работы выхода электрона // Известия АН СССР. Сер. физическая. – 1982. – Т. 46, № 7. – С. 1282 - 1287.
14. Веттегрень В.И., Гиляров В.П., Рахимов С.Ш., Светлов В. Н. Механизм образования нанодфектов на поверхностях нагруженных металлов // ФТТ. – 1998. – Т. 40, № 4. – С. 668 - 671.
15. Веттегрень В.И., Рахимов С.Ш., Светлов В.Н. Динамика нанодфектов на поверхности нагруженного золота // ФТТ. – 1998. – Т. 40, № 12. – С. 2180 - 2083.
16. Килиан Х.Г., Веттегрень В.И., Светлов В.Н. Ансамбли дефектов на поверхности нагруженных металлов как результат их обратимой агрегации // ФТТ. – 2000. – Т. 42, № 11. – С. 2024 - 2028.
17. Малыгин Г.А. Механизм образования деформационных ступенек нанометрических размеров на поверхности пластически деформируемых кристаллов // ФТТ. – 2001. – Т. 43, № 2. – С. 248 - 253.
18. Килиан Х.Г., Веттегрень В.И., Светлов В.Н. Иерархия ансамблей дефектов на поверхности нагруженной меди // ФТТ. – 2001. – Т. 43, № 11. – С. 2107 - 2111.
19. Гошштейн А.Я. Поверхностное натяжение твердых тел и адсорбция. – М.: Наука, 1976. – 400 с.
20. Вишняков Я.Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. – М.: Металлургия, 1975. – 480 с.
21. Кузнецов В.Г., Шпеньков Г.П. Влияние качества механической обработки поверхности металлов и сплавов на величину работы выхода электрона // Физика и химия обработки материалов. – 1980. – № 3. – С. 125 - 127.

CHANGE OF WORK FUNCTION UNDER AT PLASTO-ELASTIC DEFORMATION OF METALS

S.V. Loskutov

On the basis of notions about interrelation of a work function with electronegativity the technique of calculation of a work function of metals is offered depending on parameters of plasto-elastic deformation. Calculation for aluminum and copper, have shown the good agreement with experimental data. Within the framework of model an increase in the work function of metals processed by grinding and those which underwent fatigue tests explained.