

УДК 537.533.2.08: 669.017

О ФИЗИЧЕСКОМ МЕХАНИЗМЕ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ПРОЦЕССОВ

Левитин В.В., Лоскутов С.В., Серпецкий Б.А.

Известно, что усталость является крайне опасным видом разрушения материалов. Изучение физического механизма процессов усталости и разработка методов прогнозирования сопротивления усталости представляются весьма актуальными.

Задачей данной работы было изучение влияния знакопеременных напряжений на работу выхода электронов (РВЭ). Нами экспериментально измерялась контактная разность потенциалов (КРП) методом динамического конденсатора [1]. Методика измерений КРП в процессе испытаний на усталость описана в работе [2]. По полученным значениям КРП рассчитывалась работа выхода. Объектом исследования служили специальные стали и алюминий. Плотность дислокаций в образцах оценивалась также методом гармонического анализа рентгеновских интерференций.

Структурная эволюция поверхности металлов отражается в изменении распределения РВЭ по поверхности (рис. 1). С ростом наработки выделяются два характерных участка на кривых распределения РВЭ. Первый связан с пластическим деформированием материала поверхностного слоя в зоне максимальных напряжений. Важными особенностями этого участка являются локализованность падения РВЭ в области максимальных деформаций и насыщение РВЭ при определённой наработке.

Второй участок соответствует росту РВЭ. Он непосредственно прилегает к первому. Возможными механизмами, объясняющими эффект роста РВЭ в поле циклических напряжений, являются: сглаживание атомарной шероховатости; образование поверхностных микротрещин; поверхностная диффузия в поле касательных напряжений.

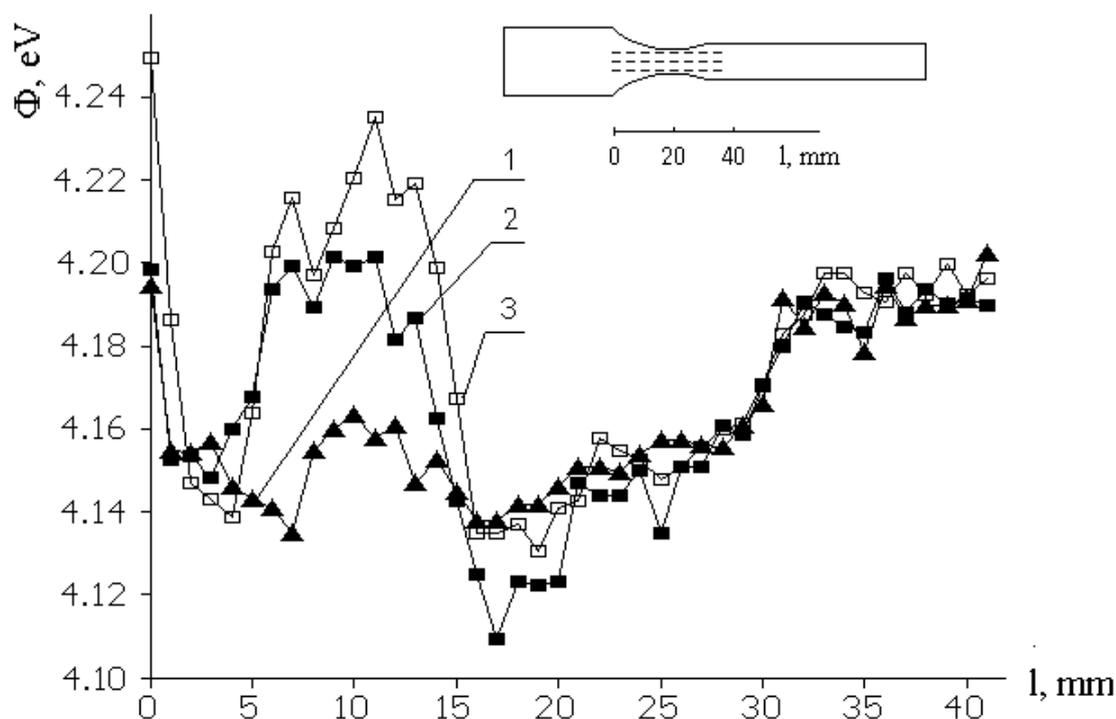


Рис. 1. Распределение РВЭ вдоль поверхности образца из стали ЭП479 для наработок 1 – 28; 2 – 85; 3 – 93 млн. циклов

Известно, что при циклическом нагружении металлов активизируется вакансионный механизм деформирования [3]. Поэтому выглаживание атомарной шероховатости возможно за счёт потока

вакансий с поверхности. Если источниками этих вакансий будут основания атомарных ступенек, то такой процесс в конечном счёте эквивалентен поверхностной диффузии, приводящей к заполнению поверхностных микровпадин материалом ближайших микровыступов. В итоге, за рост РВЭ, по видимому, отвечает поверхностная диффузия, активируемая циклическими напряжениями.

Нами высказано предположение, что минимумы потенциального рельефа на кривых распределения РВЭ по поверхности образцов связаны с появлением на поверхности атомарных ступенек, которые несут электрический заряд. Ступеньки сопровождают зарождение и выход на поверхность деформационных дислокаций,двигающихся под влиянием знакопеременных механических напряжений. Таким образом, картина потенциального рельефа обладает прогнозируемыми возможностями, поскольку она формируется факторами, предшествующими разрушению.

Выполненное исследование структурных изменений под влиянием циклических напряжений позволяет предположить существование двух основных стадий:

1. Стадия обратимых структурных перестроек, когда величина РВЭ для данной точки поверхности периодически уменьшается и увеличивается, колеблясь вблизи некоторого среднего значения.
2. Стадия необратимых структурных изменений в материале поверхностного слоя, когда РВЭ в данной точке монотонно уменьшается вплоть до разрушения образца.

В зоне активных циклических деформаций на формирование энергетического рельефа основное влияние оказывает изменение структуры самого металла. Рассматривая только кристаллографические факторы, мы предполагаем, что образование выступов, заряженных ступенек приводит к уменьшению РВЭ, а провалы и микротрещины сопровождаются ростом РВЭ. Очевидно, что могут действовать одновременно или сменяя друг друга оба эти фактора.

Если металлический образец подвергнут циклическим напряжениям, то, как известно, происходит генерирование дислокаций. Существует пороговое напряжение τ_s , выше значений которого этот процесс может начаться. Оно может быть записано в виде:

$$\tau_s = \mu_s \cdot b \cdot \sqrt{n \cdot \rho_0} / (2 \cdot \pi) \quad (1)$$

где μ_s - модуль сдвига; b - вектор Бюргерса; n - число дислокаций в скоплении; ρ_0 - начальная плотность дислокаций.

Зародившиеся дислокации под влиянием внешних переменных напряжений движутся в пересекающихся системах скольжения. Часть из них выходит на поверхность. В результате выхода дислокаций на поверхность образуются поверхностные ступеньки. Известно, что эти ступеньки несут электрический заряд и, следовательно, образуют электрические диполи [3]. Вклад дислокационных диполей приводит к уменьшению работы выхода.

Авторы вывели следующее уравнение для изменения плотности дислокаций в процессе испытаний материала на усталость [2]:

$$\ln \frac{\rho}{\rho_0} = \delta \cdot V_0 \exp\left(-\frac{U_0 + b^3 \cdot \tau_s}{k \cdot T}\right) \cdot \int_{t_{so}}^{t_{sf}} \exp\left(\frac{b^3 \cdot \tau_m \cdot \sin(\omega \cdot t)}{k \cdot T}\right) \cdot dt, \quad (2)$$

где ρ - плотность дислокаций; δ - коэффициент размножения дислокаций; V_0 - предэкспоненциальный множитель; U_0 - энергия активации движения дислокаций; $\tau_m \cdot \sin(\omega \cdot t)$ - переменное напряжение; t_{so} и t_{sf} начальное и конечное времена дислокационного движения в пределах полупериода соответственно; k - постоянная Больцмана; T - температура.

Уравнение (2) было решено численно с помощью ПК для разных значений амплитуды приложенного напряжения. Плотность дислокаций в поверхностном слое была вычислена для каждого цикла. Начальная концентрация дислокаций в Al была равна $\rho_0 = 3.75 \times 10^7 \text{ см}^{-2}$. Скорость размножения дислокаций была выбрана равной $d\rho/dN = 37.5 \text{ см}^{-2} \times \text{циклов}^{-1}$. Критериями для выбора значений этих величин были экспериментальные данные работы [4], а также согласование расчетной кривой $\rho(N)$ с нашими экспериментальными данными.

Если значения этих величин известны, то нет необходимости знать константы δ , V_0 , U_0 . Следующие разумные значения других констант были выбраны (для Al): $\mu_s = 2.70 \times 10^4 \text{ МПа}$; $b = 2.86 \times 10^{-10} \text{ м}$; $\tau_m = 82 \text{ МПа}$; $\omega = 5.88 \times 10^3 \text{ рад/с}$; $T = 300 \text{ К}$.

Результаты вычислений плотности дислокаций в Al приведены на рис. 2. Соответствие между экспериментальными точками и расчетной кривой удовлетворительное. Увеличение плотности дислокаций сопровождается уменьшением РВЭ.

Приращение РВЭ из-за увеличения плотности ступенек может быть выражено следующей формулой [5] :

$$\Delta\Phi = -A \cdot \mu \cdot n, \quad (3)$$

где Φ в эВ; A - константа, равная 3.77×10^{-15} эВ \times см²/D; μ - дипольный момент, деленный на межатомное расстояние в D/см; n - плотность ступенек в см⁻¹ ($1D = 3.34 \times 10^{-32}$ Кл \times см).

Из уравнения (3) мы можем получить:

$$d\Phi/dN = -A \cdot \mu \cdot dn/dN. \quad (4)$$

С другой стороны, появление ступенек вызвано выходом дислокаций на поверхность. Уравнение сохранения для дефектов кристаллической решетки в этом случае может быть записано следующим образом:

$$\rho_s \cdot L \cdot V \cdot dt = dn \cdot \bar{h} \cdot L, \quad (5)$$

где L - размер кристалла; $V \cdot dt$ - средняя длина свободного пробега дислокаций к поверхности; dn - приращение числа ступенек на единицу поверхности; \bar{h} - средняя высота ступенек.

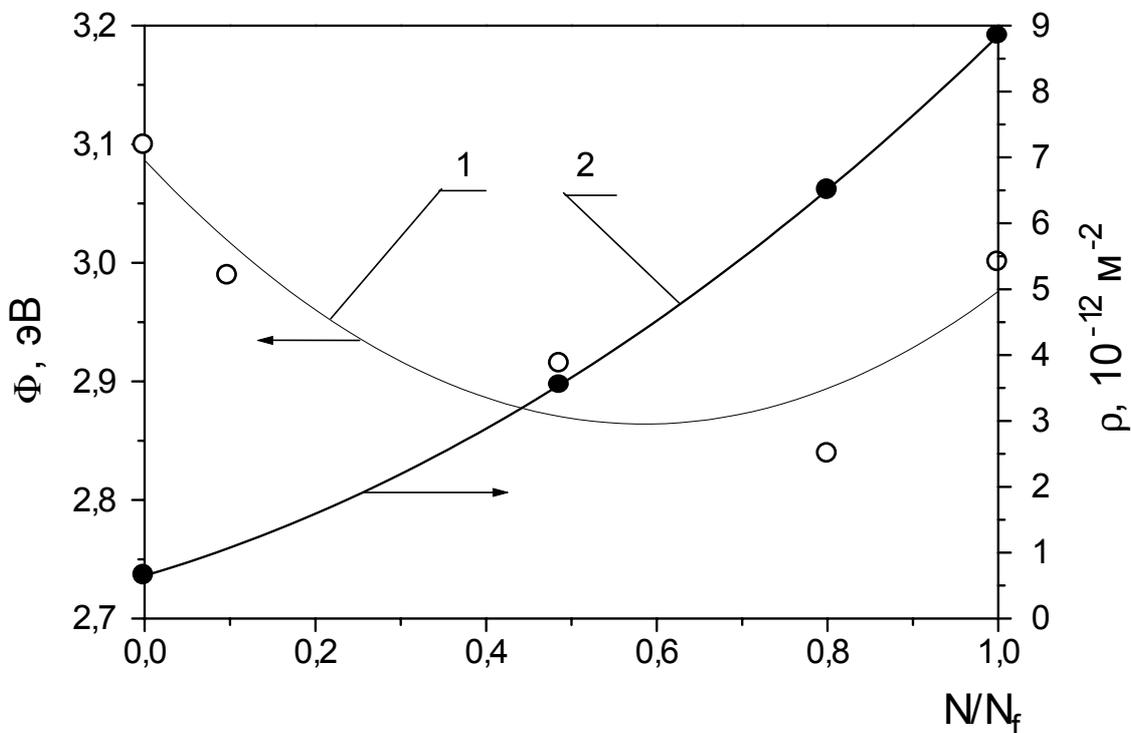


Рис. 2. Влияние усталостных испытаний на РВЭ и плотность дислокаций в Al.

1- РВЭ в зависимости от N/N_f , где N_f - число циклов до разрушения;

2 - вычисленная кривая плотности дислокаций согласно уравнению (2);

● - Al, экспериментальные данные рентгеновских измерений, ρ (N/N_f);

$\tau_m = 52$ МПа; $\omega = 5881$ рад/с.

Таким образом, скорость формирования (образования) ступенек за цикл определяется плотностью дислокаций и скоростью их движения:

$$dn/dN = 2 \cdot \pi \cdot \rho_s \cdot V / (\omega \cdot \bar{h}). \quad (6)$$

Подставив формулу (6) в уравнение (4), мы можем получить

$$d\Phi/dN = -2 \cdot \pi \cdot A \cdot \mu \cdot \rho_s \cdot V / (\omega \cdot \bar{h}). \quad (7)$$

Для алюминия было найдено, что $d\Phi/dN = -1.67 \times 10^{-7}$ эВ/цикл. Теперь мы можем оценить некоторые величины, исходя из полученных экспериментальных данных. Однако, предварительно необходимо сделать некоторые разумные предположения, потому что некоторые значения неизвестны.

Примем что: $\mu = e \times b / (b \times 3.34 \times 10^{-32}) = 4.79 \times 10^{12}$ D/см. Примем $\bar{h} \approx b$. Тогда скорость дислокаций в соответствии с уравнением (7) равна 2.27×10^{-10} см/цикл. Это соответствует скорости 2.12×10^{-7} см/с = 7.71 б/с. Так как скорость размножения дислокаций $dp/dN = 2 \cdot \pi \cdot \rho \cdot V / \omega$, мы можем определить коэффициент размножения дислокаций $\delta = 4.79 \text{ см}^{-1} \times \text{цикл}^{-1}$. Поскольку скорость размножения дислокаций теперь известна, из (4) мы получаем $dn / dN = 318 \text{ ступенек} \times \text{цикл}^{-1} \times \text{см}^{-2}$.

ВЫВОДЫ

Систематически измерены значения работы выхода электронов при усталости металлов. Наблюдалось уменьшение работы выхода как результат накопления усталостных повреждений. Измерена плотность дислокаций в процессе усталости; данные расчетов эволюции дислокационной плотности удовлетворительно совпали с экспериментом. Причиной падения РВЭ при усталости служит формирование заряженных ступенек в результате выхода дислокаций на поверхность образца.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вудраф Д., Делчар Т. Современные методы исследования поверхности: Пер. с англ.- М.: Мир, 1989.- 564 с.
2. Levitin V.V., Loskutov S.V., Pravda M.I. and Serpetzky B.A. Influence of cyclic stresses upon the electronic work function for the metal surface // Solid State Communications.- 1994.- Vol. 92.- N12.- p.973 - 976.
3. Алёхин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоёв материалов .- М.:Наука,1983.- 280 с.
4. Матохнюк Л.Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – К.: Наук. думка, 1988.- 200 с.
5. Besocke K., Krahl-Urban, Wagner H. Dipole moments associated with edge atomic: a comparative study on stepped Pt, Au and W surfaces.- Surface Science, 1977, № 68. – P. 39 – 46.