

**ОСОБЕННОСТИ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ,  
ГЕНЕРИРУЕМОЙ ЭЛЕМЕНТАРНЫМИ МЕХАНИЗМАМИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ  
РАСТЯЖЕНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЁТКОЙ**

**Данюк А.В.<sup>1)</sup>, Мерсон Д.Л.<sup>1)</sup>, Ясников И.С.<sup>1)</sup>,  
Аглетдинов Э.А.<sup>1)</sup>, Афанасьев М.А.<sup>1)\*</sup>, Виноградов А.Ю.<sup>1, 2)</sup>**

<sup>1)</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия;

<sup>2)</sup> Норвежский университет естественных и технических наук, Тронхейм, Норвегия.

\* maxwel-i@yandex.ru

В работе рассмотрено поведение акустической эмиссии (АЭ) при растяжении ГЦК металлов на примере алюминия, меди и серебра номинальной чистоты не хуже 99,99%, а также никеля технической чистоты. Выбор указанных элементов обусловлен тем, что они имеют существенно отличающиеся значения энергии дефекта упаковки (ЭДУ) в диапазоне от 300 мДж/м<sup>2</sup> для никеля до 20 мДж/м<sup>2</sup> для серебра.

Из пластин чистых металлов (Ni, Al, Cu, Ag) толщиной 2 мм (производства Nilaco Corporation, Япония) с помощью электроискровой вырезки были изготовлены идентичные плоские образцы на растяжение с размером рабочей части 15×7×2 мм и широкими лопатками, предназначенными под установку датчика акустической эмиссии и закрепление в захватах испытательной машины. Перед испытаниями образцы отжигали в вакуумной печи в течение 90 минут при температуре  $0.85T_{пл}$ , где  $T_{пл}$  – температура плавления соответствующего металла. В результате такой обработки для всех элементов были получены образцы со схожим размером зерна (от 90 до 500 мкм), оценка которых выполнялась на электролитически полированных образцах с применением как оптической, так и электронной микроскопии с использованием техники дифракции обратно-рассеянных электронов (electron back scattered diffraction – EBSD). Использовался детектор EBSD Hikari-5 EDAX/TSL установленный в сканирующем электронном микроскопе Zeiss SIGMA с полевым катодом. Растяжение образцов выполнялось на универсальной испытательной машине Tinius Olsen H50KT с датчиком нагрузки до 5000 Н и прецизионным измерением деформации с помощью штатного экстензометра с разрешением 1 мкм. Растяжение образцов выполнялось в режиме постоянной скорости перемещения активного захвата - 2 мм/мин, что соответствовало номинальной скорости деформации  $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Сигнал акустической эмиссии регистрировался широкополосным пьезоэлектрическим преобразователем NF AE-900S WB в полосе частот от 100 до 900 кГц, подключенного через малошумящий усилитель PAC 2/4/6 с усилением +60 дБ. Запись АЭ выполнялась платой PAC (Physical Acoustic Corporation, США) PCI-2, которая была настроена на непрерывную запись сигнала (режим непрерывной беспороговой записи) с дополнительным усилением +6 дБ и полосовой фильтрацией 10÷1000 кГц, частота дискретизации цифровой записи составляла 2 МГц.

Регистрируя непрерывную АЭ, можно оценивать параметры в любой момент эксперимента на интервале произвольной длины, что является бесспорным преимуществом при дальнейшей обработке и получении статистически значимого результата. В качестве примера на рисунке 1 представлены кривая нагружения, коэффициент деформационного упрочнения, мощность сигнала акустической эмиссии и медианная частота, полученные в процессе деформации образца меди.

Мощность  $P_{AE}$  акустической эмиссии для всех образцов имеет схожее поведение и повторяет качественно характер поведения амплитуды сигнала. На этапе максимальной скорости упрочнения  $P_{AE}$  имеет максимальное значение, а затем монотонно спадает (оставаясь не нулевым) до момента полного разрушения образца, непосредственно перед которым снова наблюдается небольшое увеличение значения

$P_{AE}$ , связанное с существенным увеличением локальной скорости деформации в шейке образца и образованием микротрещин при разрушении. В качестве важной особенности поведения АЭ, необходимо отметить наличие корреляционной связи между коэффициентом деформационного упрочнения,  $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ , и мощностью АЭ для всех выбранных сплавов, которая проявляется в том, что пик мощности АЭ,  $P_{AEmax}$  наблюдается на самых ранних стадиях деформации, где происходит наиболее быстрое упрочнение, а затем мощность АЭ падает одновременно с падением значения  $\theta$ .

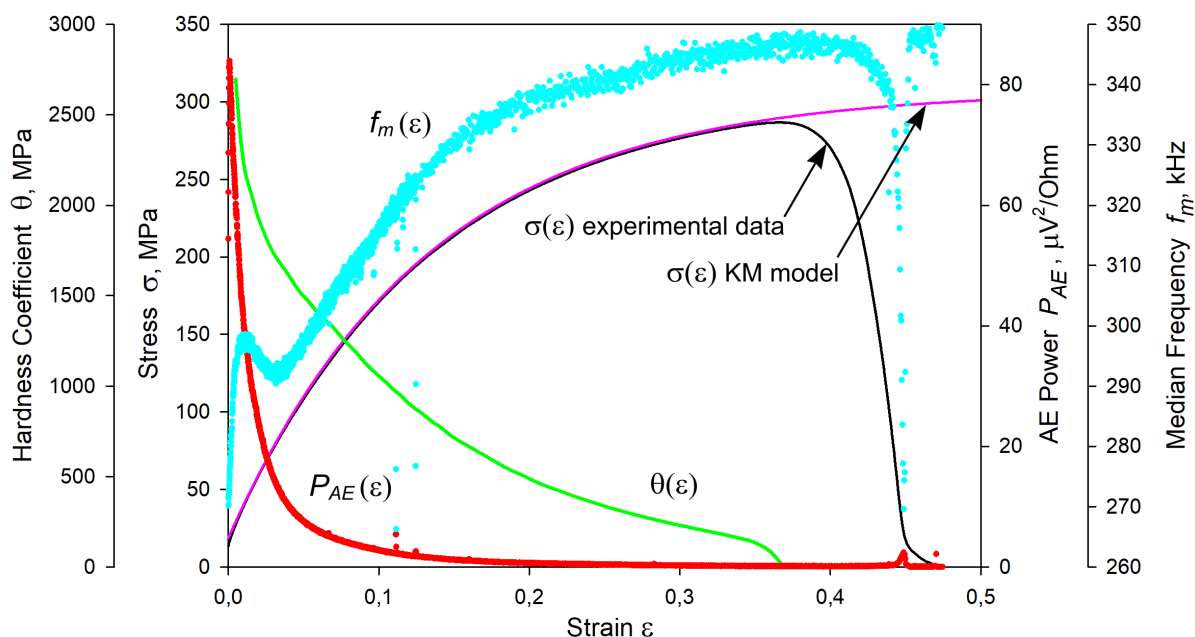


Рисунок 1 - Экспериментальные результаты, полученные в процессе деформации образца меди: кривая нагружения  $\sigma(\varepsilon)$ , коэффициент деформационного упрочнения  $\theta(\varepsilon)$ , мощность сигнала акустической эмиссии  $P_{AE}(\varepsilon)$  и медианная частота  $f_m(\varepsilon)$ . Кривая нагружения  $\sigma(\varepsilon)$  приближена аналитической зависимостью в рамках модели Кокса-Мекинга (показано стрелками на рисунке).

В таблице 1 представлены параметры исследованных металлов и полученные экспериментальные результаты. В частности рассматривая зависимость пика мощности сигнала АЭ от значения ЭДУ, видно, что величина  $P_{AE}^{max}$  явным образом снижается с повышением ЭДУ при прочих схожих микроструктурных и текстурных характеристиках материалов [1]. Следует отметить, что вызывает некоторое сомнение значение  $P_{AEmax}$ , найденное для никеля, т.к. он в отличие от других исследуемых металлов имеет техническую, а не особо высокую, чистоту, а примеси, как известно [2], снижают высоту пика АЭ. С другой стороны, величина зерна никеля в нашем случае, выше, чем в других металлов, что должно, при достаточно больших размерах зерен, наоборот приводить к росту энергии АЭ, как наблюдалось, например, в чистом алюминии [3]. Следовательно, тенденция снижения энергии АЭ с повышением ЭДУ, скорее всего, выполняется и для никеля.

Кроме того, в данной работе были определены параметры модели Кокса-Мекинга, отвечающие за эволюцию дислокационного ансамбля. При этом были сопоставлены данные, полученные определением точки начала потери устойчивости пластического течения графическим способом из пересечения зависимостей механического напряжения и коэффициента упрочнения от истинной деформации и по

модели Кокса-Мекинга. Результаты представлены в таблице 1. В частности, рассматривая зависимость деформации в точке потери устойчивости пластического течения, которая как известно обратно пропорциональна скорости дислокационного возврата,  $\varepsilon_{NC} \sim 1/k_2$ , видно что она снижается с повышением ЭДУ при прочих схожих микроструктурных и текстурных характеристиках материалов.

Таблица 1 - Параметры металлов и полученные экспериментальные результаты

Наименование параметра	Металл			
	Ag	Cu	Al	Ni
Энергия дефекта упаковки, $\gamma$ , мДж/м <sup>2</sup> (литературные данные)	18...25	40...70	150...250	250...350
Средний размер зерна, $d$ , мкм	90 ± 70	100 ± 35	200 ± 100	500 ± 300
Амплитуда пика АЭ сигнала, $A_{AE}^{max}$ , мкВ	57	46	36	31
Пик мощности АЭ, $P_{AE}^{max}$ , мкВ <sup>2</sup> /Ом	126	82	43	30
Абсцисса точки Консидера, найденная графическим способом, $\varepsilon_{NC}^{graph}$	0,37	0,30	0,25	0,20
Абсцисса точки Консидера, найденная из КМ-модели, $\varepsilon_{NC}^{KM}$	0,39 ± 0.05	0,30 ± 0.05	0,28 ± 0.05	0,25 ± 0.05

Качественно похожее поведение параметров акустической эмиссии для исследованных различных металлов: Ag, Cu, Al и Ni является следствием работы идентичного деформационного механизма в ГЦК решетке, а именно, скольжения дислокаций. При этом, энергетические параметры АЭ отражают процессы эволюции дислокационных ансамблей и демонстрируют одинаковую стадийность. Однако, количественные характеристики АЭ весьма чувствительны к энергии дефекта упаковки, поскольку последняя оказывает существенное влияние на подвижность дислокаций.

*Работа выполнена в рамках государственного задания высшим учебным заведениям и научным организациям в сфере научной деятельности Министерства образования и науки Российской Федерации (проект № 11.5281.2017/8.9).*

#### Список литературы

1. A.V. Danyuk, D.L. Merson, I.S. Yasnikov, E.A. Agletdinov, M.A. Afanasiev, A. Vinogradov The effect of stacking fault energy on acoustic emission in pure metals with face-centered crystal lattice // Letters on materials. - 2017. - Vol. 7, N 4 - P. 437-441.
2. A. Vinogradov, D.L. Merson, V. Patlan, S. Hashimoto, Effect of solid solution hardening and stacking fault energy on plastic flow and acoustic emission in Cu-Ge alloys // Materials Science and Engineering A. – 2003. – vol. 341, N 1-2. – P. 57 – 73.
3. C. Scruby, H. Wadley, J.E. Sinclair The Origin of Acoustic-Emission during Deformation of Aluminum and an Aluminum-Magnesium Alloy // Philosophical Magazine A (Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties). – 1981. – vol. 44, N 2. – P. 249 – 274.