

СТРОИТЕЛЬСТВО И АРХИТЕКТУРА
CONSTRUCTIONS AND ARCHITECTURE

Сысоев О. Е., Биленко С. В.
O. E. Sysoev, S. V. Bilenko

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

FORECASTING LONG-TERM STRENGTH-BASED CONSTRUCTION MATERIALS FRACTAL ANALYSIS OF ACOUSTIC EMISSION

Сысоев Олег Евгеньевич – кандидат технических наук, профессор, декан факультета кадастра и строительства Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27; 7 (4217) 241-141. E-mail: fks@knastu.ru

Mr. Oleg E. Sysoev – PhD in Engineering, Professor, Dean of the Faculty of Cadastre and Civil Engineering, Komsomolsk-on-Amur State Technical University, Russia, Komsomolsk-on-Amur 681013, 27 Lenina Pr., tel.: + (74217) 241-141. E-mail: fks@knastu.ru

Биленко Сергей Владимирович – доктор технических наук, заведующий кафедрой «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре); 681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27; 7 (4217) 241-230. E-mail: s.bilenko@knastu.ru

Mr. Sergey V. Bilenko – Doctor of Engineering, Professor, Head of the Department of Mechanical Engineering Technology (Russia, Komsomolsk-on-Amur); 681013, 27 Lenina pr. E-mail: s.bilenko@knastu.ru.

Аннотация. Рассмотрена эволюция структуры алюминиевых сплавов при циклическом нагружении. Предложена методика, позволяющая акустическими методами идентифицировать и избирательно исследовать процессы, происходящие на макро-, мезо- или микроуровнях деформируемого материала. Приведены экспериментальные данные, подтверждающие адекватность методики.

Summary. The evolution of the structure of the aluminum alloy under cyclic loading. The technique, which allows acoustic methods to identify and selectively investigate the processes at the macro-, meso- and micro-levels of deformable material. The experimental evidence for the adequacy of procedures.

Ключевые слова: акустическая эмиссия, циклическое нагружение, деформация, фрактальный анализ.

Key words: acoustic emission, cyclic loading, deformation, fractal analysis.

УДК 53.082.4

Введение

В настоящее время в авиа и ракетостроении широко используются легкие алюминиевые сплавы, работающие под воздействием малоцикловых нагружений при высокой интенсивности напряжений.

За последние годы произошел ряд внезапных разрушений строительных конструкций, выполненных из стальных и алюминиевых сплавов, испытывавших малоцикловые нагрузки. Конструкции были запроектированы с соответствующими запасами прочности, но без учета состояния структуры материала деталей. Достоверное определение сроков службы металлических конструкций затруднено неоднородностью строения поликристаллов реальных конструкционных материалов, используемых в промышленности, и разноориентированностью кристаллических решеток составляющих их монокристаллов.



При прогнозировании долговечности конструкций при циклических нагрузках необходимо учитывать физические процессы, происходящие в структуре материалов. Однако во время работы конструкции под нагрузкой, а также во время проведения экспериментальных исследований невозможно традиционными методами материаловедения зафиксировать в режиме реального времени изменения структуры материала на нано- и микроуровнях. Это вызывает необходимость разработки новых методов прогнозирования длительной прочности конструкций, позволяющих учитывать исходное состояние структуры и идентифицировать изменения, происходящие в конструкционных материалах в процессе работы. Эффективным средством анализа физических процессов, протекающих в материале при циклическом нагружении в реальном времени, является метод акустической эмиссии (АЭ).

Учитывая все возрастающее применение перспективных алюминиевых сплавов, в статье будут проанализированы и идентифицированы процессы, происходящие в данных конструкционных материалах при циклическом нагружении.

Эволюция структуры алюминиевых сплавов при механическом нагружении

Акустическая эмиссия возникает по мере приложения к конструкционному материалу нагружающей силы. На начальном этапе происходят смещения атомов и уплотнение несплошностей материала. Дальнейшая эволюция структуры для начальной стадии усталостных испытаний алюминиевых сплавов может развиваться по следующей схеме (рис. 1) [1, 2].

Изменение структуры алюминия и некоторых сплавов на его основе при малых пластических деформациях характеризуется хаотическим распределением дислокаций и дислокационных петель малого диаметра [3, 4].

Уже после небольшого числа циклов нагружений в субструктуре данных материалов присутствуют геликоидальные дислокации. Схематический тип субструктуры представлен на рис. 2, а, где наблюдаются дислокационные клубки.

При дальнейших испытаниях данных материалов при числе циклов более ста происходит замыкание клубков и формируется ячеистая субструктура (рис. 2, б) [5]. При этом ячеистая субструктура является существенно неоднородной. Большая часть дислокаций находится в стенках ячеек, а плотность дислокаций внутри ячеек в 10 раз [6] ниже. Поэтому ячеистая субструктура анизотропна. Дислокационные стенки ячеек под действием циклических нагрузок удлинены вдоль плотноупакованных направлений. В алюминии стенки ячеек состоят из провзаимодействовавших дислокаций, дислокационных петель. Разориентированная ячеистая или субзеренная субструктура [7] формируется при дальнейшем увеличении числа циклов, когда появляются разориентировки на границах ячеек.

Циклические нагрузки вызывают в алюминиевых сплавах локализации деформации и формирование полос устойчивой деформации или полос устойчивого скольжения. Полосы сдвига различаются по типу дефектной структуры внутри полос, масштабу (микро- и макрополосы), ориентировкам границ полос, местоположению в кристалле.

Полосы сдвига с лестничной структурой являются наиболее распространенными [1]. Они формируются в поликристаллах в условиях реализации множественного скольжения [1, 3, 5]. Совместно с полосами с лестничной структурой соседствуют полосы с ячеистой субструктурой [7, 8] (рис. 3, б).

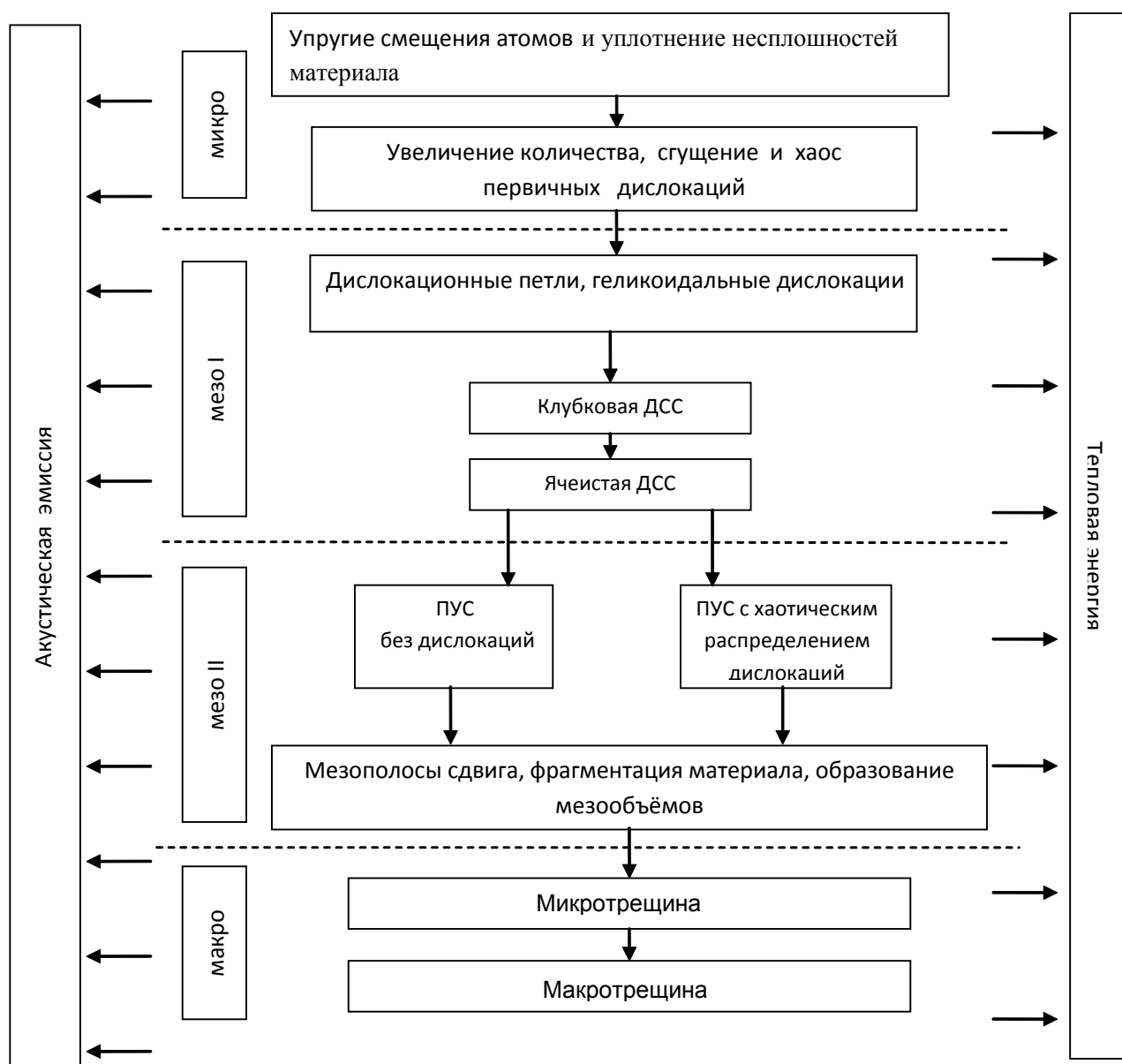


Рис. 1. Схема эволюции алюминиевых сплавов при циклических нагрузениях

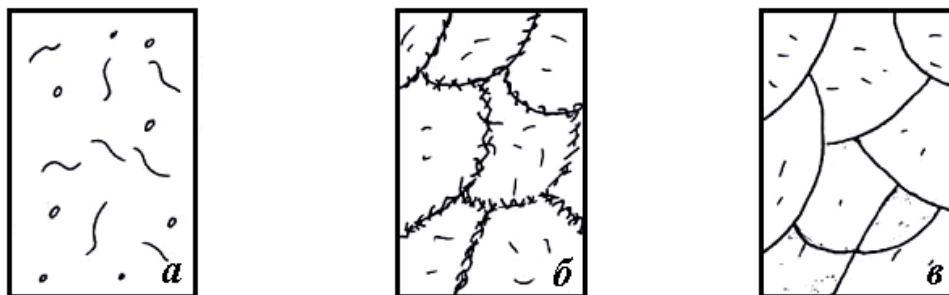


Рис. 2. Схематическое изображение дислокационных субструктур: хаотическое распределение дислокаций (а), ячеистая (б) и субзеренная (в) субструктуры [1]

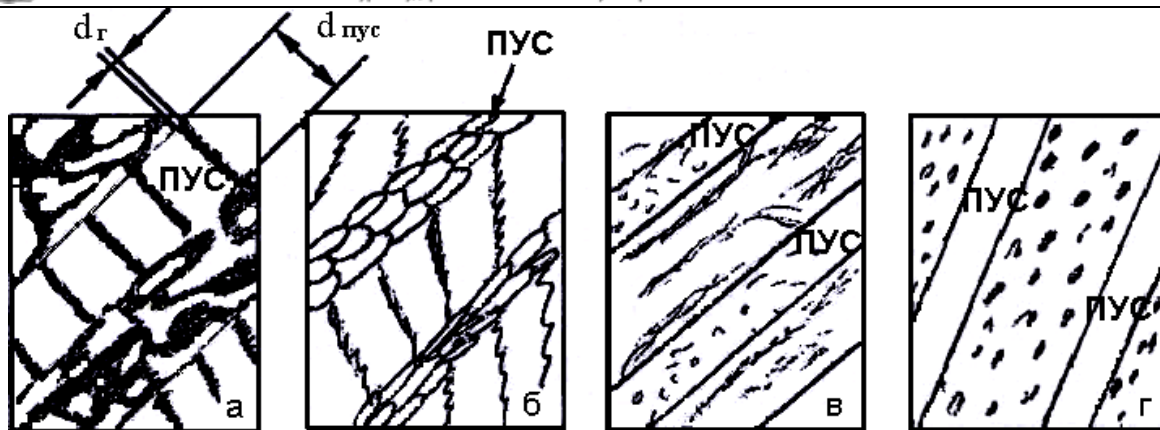


Рис. 3. Полосы устойчивого сдвига с лестничной (а), ячеистой (б), матричной или хаотической (в) субструктурами и полосы, не содержащие частиц второй фазы в дисперсно-упрочненном материале (г) [1]

Последовательность превращений дислокационных структур следующая: плоские скопления дислокаций преобразуются в мультиполи, затем образуется сетчатая слоистая субструктура, затем полосы устойчивого скольжения. Устойчивые полосы Чернова-Людерса состоят из плоских скоплений дислокаций, расположенных на параллельных друг другу первичных плоскостях скольжения. В начале циклических деформаций формируется неоднородность дислокационной структуры, которая развивается в ходе дальнейших испытаний в зависимости от условий нагружения.

Эволюция в дислокационной структуре, которая наблюдается в процессе циклических нагружений (фазовый переход в дефектной подсистеме), происходит при достижении критической плотности дислокаций. При этом прослеживается связь стадий кривой усталости (стадий деформации) и субструктурных превращений, что является общим свойством металлов и сплавов.

Акустическая эмиссия как метод идентификации процессов изменения структуры материалов

Акустический метод признается одним из прогрессивных для задач изучения физических процессов, протекающих в материале при механическом нагружении [9]. Наиболее популярными на сегодняшний момент и часто используемыми параметрами АЭ, применяемыми для изучения протекающих в нагружаемом материале процессов, являются: суммарный счет $N_{АЭ}$ – число зарегистрированных превышений сигналом акустической эмиссии установленного уровня, скорость счета $\dot{N}_{АЭ} = dN_{АЭ}/dt$, амплитуда A сигнала и энергия E импульса АЭ.

Следует заметить, что суммарный счет $N_{АЭ}$ является обобщающей количественной характеристикой, а амплитуда A и энергия E импульса АЭ хоть и являются качественными параметрами, но подвержены сильным систематическим погрешностям, которые на практике очень трудно устранить. Основной причиной погрешности является то, что акустическая эмиссия, порождаемая точечным источником внутри материала, представляет собой сферическую волну, а регистрирующая аппаратура фиксирует проекцию этой волны – плоское колебание поверхности образца, что приводит к значительному искажению формы первоначального импульса АЭ в зоне приема. При прохождении импульсов через первичный преобразователь и усилительный тракт с неидеальной полосой пропускания происходит еще большее искажение сигнала.

Определенную качественную оценку процессов деформации материала может дать анализ формы импульсов АЭ. Одним из методов анализа формы является частотное разложение. Поэтому традиционно АЭ, как и любой другой сигнал, зафиксированный электрон-

ными средствами измерений, стараются исследовать в частотной области с помощью Фурье-анализа. Однако регистрируемая при нагружении материалов АЭ представляет собой в значительной степени нестационарный сигнал – быстрозатухающие одиночные импульсы. Фурье-разложение для такого вида сигналов сопряжено с высокой степенью неопределенности (так называемое «растекание спектра») и обладает большой погрешностью, вызванной краевыми эффектами и маскировкой частот.

Широко зарекомендовавшее себя в последние годы для исследования нестационарных сигналов Wavelet-преобразование теоретически может справиться с задачей качественного анализа АЭ, но, во-первых, как абстрактный математический аппарат имеет слабый физический смысл применительно к процессам деформации материалов, а во-вторых, дает на выходе слишком много характеристик (массив коэффициентов), которые в большинстве случаев очень трудно интерпретировать.

Поэтому предлагается несколько иной подход к анализу сигналов АЭ, основанный на методах нелинейной динамики. В этой связи целесообразно рассматривать нагружаемый образец как нелинейную динамическую систему, состоящую из локальных областей (микро-, мезо- и макрообъемов), каждая из которых обладает конечным числом степеней свободы. Причем в результате последовательности бифуркаций (образование дислокации, прорыв скопления дислокаций через препятствие, образование микротрещин), вызванных внешним воздействием, количество степеней свободы отдельных локальных областей может ощутимо меняться. В этом случае регистрируемый сигнал АЭ представляет собой временной ряд, характеризующий эволюцию нелинейной системы образца в фазовом пространстве.

Как подтверждено многочисленными исследованиями [10], акустическая эмиссия наблюдается уже в области упругих деформаций при напряжениях от 0 до σ_T . Ее наличие связано, по-видимому, с образованием субмикротрещин и хрупким разрушением дисперсных включений. Во многих случаях АЭ, генерируемая при упругой деформации, обусловлена также растрескиванием вторичных фаз.

Основными же источниками АЭ при нагружении в макроупругой области вероятнее всего являются либо развитие несплошностей, либо протекание пластических деформаций в отдельных микрообъемах материала [10]. Акустическая эмиссия в этом случае возникает из-за того, что материал неоднороден, нагружен неравномерно и, хотя в целом процесс упругий, в отдельных его областях происходит пластическая деформация.

С точки зрения анализа, удобно разделить источники АЭ на несколько масштабов: микро-, мезо- и макроисточники, но не по линейным размерам, а по энергии их излучения. Исходя из величины энергии E излучения, микроисточниками АЭ при нагружении материала являются процессы срабатывания источника Франка-Рида, а также движения дислокаций ($E = 10^{-23} \dots 10^{-21}$ Дж). Процессы образования микротрещин и растрескивания вторичных фаз бесспорно следует считать макроисточниками АЭ ($E = 10^{-10} \dots 10^{-12}$ Дж). Также наблюдаются два промежуточных масштаба. Это мезоисточники 1-го уровня – процессы отрыва дислокаций от точек закрепления и торможения у препятствий ($E \approx 10^{-19}$ Дж) и мезоисточники 2-го уровня – процессы выхода дислокации на поверхность зерен и их дальнейшей аннигиляции ($E \approx 4 \cdot 10^{-18}$ Дж).

Нетрудно заметить, что масштаб энергии излучения источника АЭ взаимосвязан с его линейными размерами. Так, макроисточники АЭ являются макрообъектами с размерами, соизмеримыми с масштабом исследуемого образца, мезоисточники 2-го уровня действуют в масштабе зерен материала, мезоисточники 1-го уровня имеют размерный масштаб сгущения дислокаций (дислокационных структур), а микроисточники имеют линейные размеры того же порядка, что и межатомные расстояния кристаллической решетки.

Если учесть, что порог чувствительности современной аппаратуры регистрации АЭ составляет 10^{-17} Дж, то простой расчет показывает, что в формировании каждого зарегистрированного аппаратурой импульса АЭ участвуют одновременно 10^6 микроисточников или 100 мезоисточников первого уровня или 5 мезоисточников второго уровня или 1 макроисточник.

Если рассматривать каждый зафиксированный сигнал АЭ как временной ряд, сгенерированный некой динамической системой, то, с точки зрения нелинейной динамики, такая задача сводится к определению степеней свободы динамической системы по одномерной проекции ее эволюций в фазовом пространстве. Причем каждый равномасштабный источник, участвующий в формировании импульса АЭ, рассматривается как отдельная степень свободы, а источники меньшего масштаба не учитываются в силу их существенно низкой (на несколько порядков) величины вклада в суммарную энергию сигнала.

Современные методы нелинейной динамики позволяют по одномерному временному ряду реконструировать многомерный аттрактор, метрические свойства которого очень близки к эволюциям исследуемой динамической системы [11]. При этом с большой степенью достоверности удастся определить размерность D_0 фазового пространства исследуемого процесса, и, следовательно, количество m его степеней свободы. В качестве m берется ближайшее к D_0 целое число при $m \leq D_0$.

Наряду с размерностью D_0 Хаусдорфа–Безиковича во фрактальном анализе используют ряд других характеристик – информационную размерность D_1 , корреляционную размерность D_2 и т.д. Но для большинства задач нелинейной динамики эти размерности очень близки по значению [12], расхождения между D_0 , D_1 и D_2 не превышают 2 %. Поэтому для практических целей можно пользоваться приближенным равенством $D_0 \approx D_2$.

Наиболее быстрым и простым алгоритмом вычисления фрактальных характеристик, на наш взгляд, является расчет корреляционной фрактальной размерности D_2 методом Грасберга-Прокаччия [13].

Вычисление производится следующим образом. Представим сигнал АЭ в виде последовательности мгновенных значений магнитуды M_i в конечных значениях времени t_i . Для любой произвольной точки M_i подсчитаем число точек, отстоящих от нее на расстояние, не превышающее некоторую величину ε , и повторим эту процедуру для всех точек сигнала. В результате мы вычислим корреляционную функцию:

$$C(\varepsilon) = \frac{1}{N} \sum_{\substack{i,j=1 \\ i \neq j}}^N \Theta(\varepsilon - |m_i - m_j|),$$

где $\Theta(r)$ – функция Хевисайда: $\Theta(r) = \begin{cases} 0 & r \leq 0 \\ 1 & r > 0 \end{cases}$.

Данная функция представляет собой оценку вероятности того, что любые две точки M_i и M_j , случайным образом выбранные из исследуемого временного ряда, окажутся на расстоянии, меньшем ε . При бесконечно малом $\varepsilon \rightarrow 0$ выполняется соотношение $C(\varepsilon) \approx A\varepsilon^{D_2}$.

Следовательно, корреляционную размерность D_2 можно определить как наклон линейного участка графика зависимости $\log C(\varepsilon)$ от $\log(\varepsilon)$.

Эксперименты и их обсуждение

Эксперименты выполнены на образцах из деформируемого алюминиевого сплава марки Д20 по методике авторов, на испытательном стенде, описанном в [15].

Фрактальные характеристики реконструированного по сигналу АЭ аттрактора вычислялись с помощью программного пакета *TISEAN 3.0.1* (R.Hegger, H. Kantz и T. Schreiber) [16, 17]. Корреляционные размерности вычислялись следующим образом. Сначала с помощью программы *d2.exe*, входящей в пакет *TISEAN*, вычислялись корреляционные суммы. В параметрах программы указывались опции приведения исходных данных к интервалу $\{0,1\}$ и задавался переменный лаг τ . Сформированные программой графики Раппа (файлы с расширением **.d2*) использовались для вычисления величины D_2 . Так как определение наиболее протяженного линейного участка локальных наклонов по графику Раппа является достаточно трудоемким, то величину D_2 рассчитывали как среднее значение.

Для каждого сигнала АЭ был реконструирован аттрактор и вычислена его фрактальная размерность $D_{2 \text{ аттр}}$ (рис. 4, и, к). Размерность D_{emb} лагового пространства для реконструкции аттрактора было принято равным 512. Для этого фазового пространства вычисляли величины корреляционной размерности $D_2(\tau)$ для переменного лага, принимающего значения $\tau_i = 1, 2, \dots, \tau_{\max}$, где $\tau_{\max} = N / D_{emb} = 32$. В качестве фрактальной размерности реконструированного аттрактора $D_{2 \text{ аттр}}$ принималось максимальное из полученных значений $D_{2 \text{ аттр}}(\tau_i)$.

Согласно теории [11], используемые нами параметры реконструкции аттрактора ($D_{emb} = 512$ и $\tau = 1, 2, \dots, 32$) позволяют оценить количество m степеней свободы процессов, породивших импульс АЭ, в диапазоне от 1 до $(D_{emb} - 1) / 2 = 255$ ($1 \leq m \leq 255$).

В соответствии с предложенной нами гипотезой отнесем источники АЭ, обладающие $m = 1 \dots 6$ степенями свободы (и фрактальной размерностью аттрактора $1 \leq D_{2 \text{ аттр}} \leq 6$), к макромасштабу и будем их ассоциировать с макродефектами материала и включения вторичных фаз.

Источники сигналов, реконструкция аттрактора которых дает величину $6 < D_{2 \text{ аттр}} \leq 40$ ($m = 7 \dots 40$ степеней свободы), классифицируем как выход группы m дислокаций на поверхность (мезомасштаб). Источники, для которых $40 < D_{2 \text{ аттр}} \leq 160$, то есть обладающие $m = 41 \dots 160$ степенями свободы, с большой долей вероятности можно классифицировать как прорыв группы m дислокаций через препятствие или их резкое торможение у препятствия (тоже мезомасштаб, но на порядок меньше предыдущего).

И, наконец, все источники АЭ с $m > 160$ ($D_{2 \text{ аттр}} > 160$) будем рассматривать как движение крупного сгущения, состоящего из m дислокаций, или одновременную работу $m / 100$ источников Франка-Рида, то есть как микроисточники.

Рассмотрим динамику распределения источников АЭ по масштабам в зависимости от количества предшествующих циклов нагружения (рис. 4). Так, при первоначальном нагружении образца (рис. 4, а, б) при его упругой деформации фиксируются сигналы практически только от *макроисточников* (зона I) – происходит выравнивание локальных концентраций напряжений вблизи макродефектов и разрушение примесных включений.

При дальнейшем нагружении (рис. 4, в, г) в образце начинают преобладать *микроисточники* АЭ (зона IV), то есть начинают работать источники дислокаций, происходит массовое движение разрозненных дислокаций и концентрация их у препятствий.

При первом цикле разгрузки (рис. 4, д, е) движение одиночных дислокаций становится менее активным и появляются *мезоисточники* АЭ масштаба 2 (зона III). То есть ощутимая часть дислокаций сконцентрирована в скопления и движется уже не свободно, а прорывается группами через препятствия и останавливается возле следующего препятствия.

Во время повторного цикла нагружения (рис. 4, ж, з) макроисточники себя практически не проявляют, но увеличивается число мезоисточников масштаба 1 (зона II). То есть концентрация дислокаций внутри зерен становится высокой, и дислокации начинают выходить на поверхность.

На третьем цикле нагружения (рис. 4 и, к) наблюдается большое количество мезоисточников масштаба 2, что, по всей видимости, означает интенсивный выход дислокаций на поверхность зерен. Это, в свою очередь, приводит к накоплению микродефектов на границах зерен и зарождению трещин.

И непосредственно перед разрушением образца (рис. 4 и, к) сигнал АЭ содержит импульсы, порожденные в основном развивающимися трещинами (макроисточники в зоне I) и интенсивной работой источников дислокаций (зона IV) в областях материала, подвергающихся необратимым пластическим деформациям.

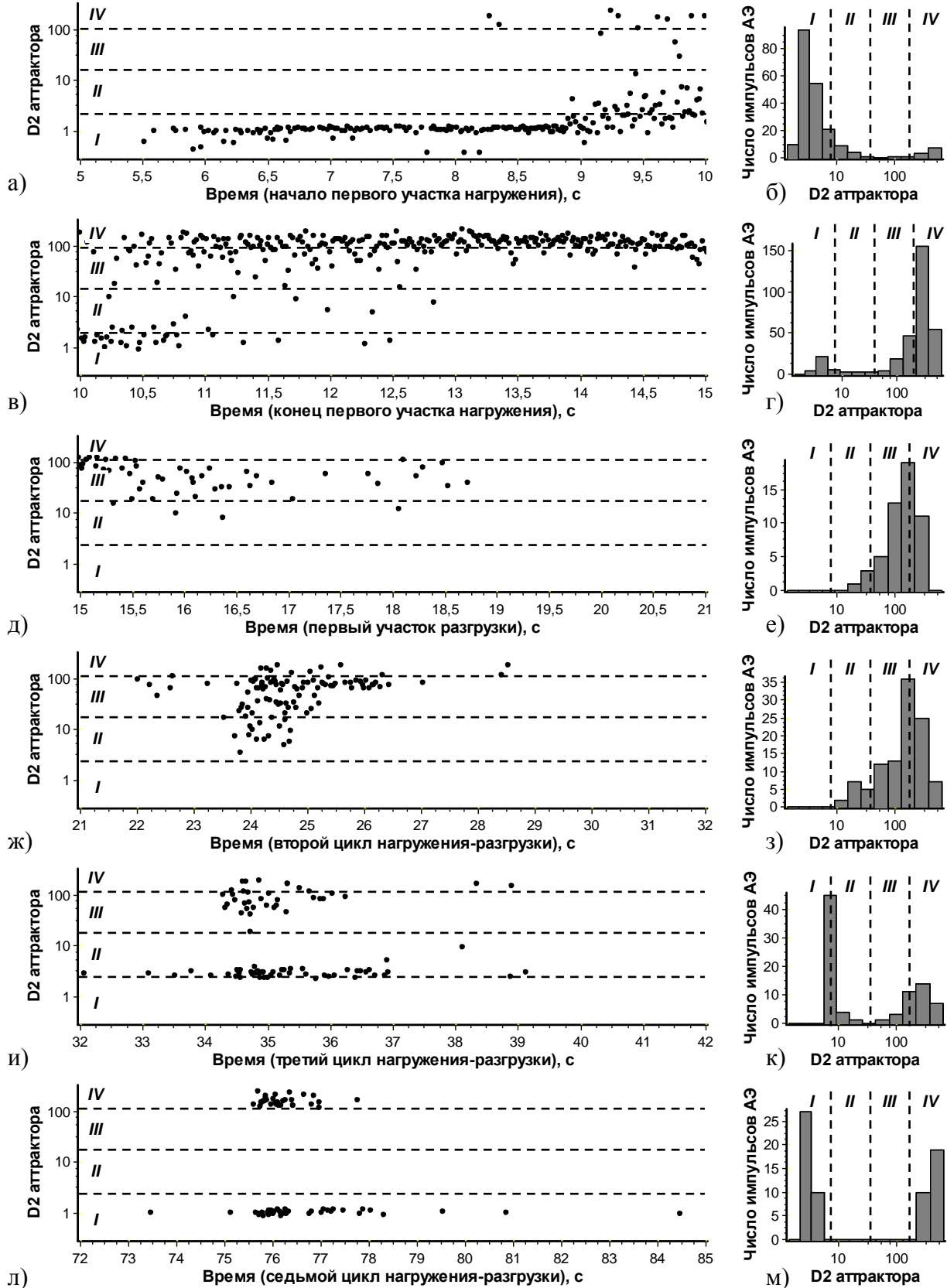


Рис. 4. Динамика распределения масштаба источников АЭ в зависимости от количества предшествующих циклов нагружения: *I* – зона макроисточников АЭ, *II* – мезоисточники масштаба 2, *III* – мезоисточники масштаба 1, *IV* – микроисточники

Заключение

Таким образом, возможность идентификации процессов, происходящих в нагружаемом образце, с помощью фрактального анализа акустической эмиссии нашла экспериментальное подтверждение. Предложенная методика дает возможность избирательно исследовать акустическими методами процессы, происходящие на макро-, мезо- или микроуровнях деформируемого материала и открывает широкие перспективы для создания методик достоверного прогнозирования длительной прочности деталей машин и элементов строительных конструкций.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дислокационные субструктуры и их трансформация при усталостном нагружении (обзор) / Н. А. Конева, Л. И. Тришкина, О. В. Соснин, В. В. Целермаер, В. В. Коваленко // Известия ВУЗов. Физика. – 2002. – Вып. 3. – № 3. – С. 87-98.
2. Сысоев, О. Е. Прогнозирование состояния структуры материалов при циклических нагружениях по сигналам акустической эмиссии / О. Е. Сысоев, XuYafen // Металлургия в машиностроении. – 2011. – № 5. – С. 17-21.
3. Grinberg N. M., Serdyuk V. A., Gavriyako A. M., Macro- and Microrate of Fatigue Crack Growth in AMg6 Aluminum Alloy in Vacuum // Mat. Sci. and Eng. – 1991. – V.A138. – P.49-61.
4. Nahm A. H., Moteff J. The effect of grain size and deformation on mechanical properties of polycrystalline aluminium // Met Trans. A. – 1981. – V.12A. – P. 1011-1025.
5. Закономерности деформирования и эволюции ячеистой дислокационной субструктуры ГЦК-металлов и однофазных твердых растворов и их количественная оценка / Н. А. Конева, Д. А. Лычинский, В. А. Старенченко, Э. В. Козлов // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – № 9. – С. 24-32.
6. Mitchell A. B., Teer D. C. Dislocation structures in aluminum crystals. fatigue in different orientations//Phil Mag. – 1970. – V.22. – No.176. – P. 399-417.
7. Boyapati K. and Polmear I.J. Large strain work hardening and textures // Proc. 5th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Aachen, August 1979. – Oxford: Pergamon Press, 1980. – V.2. – P. 1231-1236.
8. Holden J. Continuous observation of dynamic behaviors of dislocations in aluminium // Phil. Mag. – 1961. – V.6. – No.64. – P. 547-558.
9. Терентьев, В. Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов : моногр. / В. Ф. Терентьев. – М. : Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.
10. К вопросу о регистрации эмиссии в пределах упругой деформации / Ю. И. Болотин, В. В. Романов, Б. П. Буров, В. И. Архипов, Ю. Е. Савченко // Тез. докладов VIII Всесоюзной научно-технической конференции по неразрушающим физическим методам и средствам контроля. – Кишинев, 1977. – С. 511-514.
11. Takens F. Detecting strange attractors in turbulence// Dynamical Systems and Turbulence. Under edit. D.A. Rand and L.S. Young. Warwick 1980, Lecture Notes in Mathematics, 898, Springer, Berlin, 1981. P. 366-381.
12. H. D. I. Abarbanel, Analysis of Observed Chaotic Data // Springer, New York, 1996.
13. Grassberger P., Procaccia I. // Physical Review Letters. – 1983. – Vol.50. – P. 346-349.
14. Плотников В. А. Акустическая эмиссия и деформационные процессы в алюминии при высоких температурах / В. А. Плотников, С. В. Макаров // Изв. вузов. Физика. – 2005. – № 11. – С. 33-38.
15. Современные испытательные стенды для исследования конструкционных материалов при малоцикловых нагрузках в условиях сложного напряженного состояния с учетом параметров акустической эмиссии / О. Е. Сысоев, Е. А. Кузнецов, В. В. Куриный, Р. В. Шпорт // Ученые записки КНАГТУ. – 2012. – № I-1(9). – С. 106-112.
16. Hegger R., Kantz H. and Schreiber T. Practical Implementation of Nonlinear Time Series Methods // The TISEAN package, CHAOS 9, 1999.
17. TISEAN. Nonlinear Time Series Analysis. Адрес в Интернет: <http://www.mpi-pks-dresden.mpg.de/~tisean/>