

05

Некоторые аспекты кинетики повреждаемости при статическом нагружении гетерогенного твердого тела в условиях стесненной деформации

© А.М. Лексовский, Б.Л. Баскин, П.Н. Якушев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: albert.leksowski@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 15 июля 2015 г.)

С применением метода акустической эмиссии проведен анализ кинетики повреждаемости при статическом нагружении композиционной системы, моделирующей поведение неоднородного тела с „микропластичностью“, и композита D16T-B 43% как модели квазихрупкого твердого тела. С помощью метода лазерной интерферометрии на модельном образце показано, что рождение мезотрещины может вызвать кратковременное изменение скорости пластической деформации, на два порядка и более превышающее изменение скорости ползучести в ходе традиционных перестроений надмолекулярной структуры. Именно способность/неспособность ближайшего окружения поглотить освобождаемую энергию при таком „ударном“ локальном нагружении определяет дальнейшую работоспособность тела или образование поврежденности следующего масштабного уровня.

Давно известно, что в твердом теле под длительной нагрузкой имеют место накопление повреждений и деградация пластических свойств. Общепринято считать, что в деформируемом твердом теле последовательно реализуется цепочка метастабильных состояний. При исследовании процесса повреждаемости преимущественно используются статистические методы исследования распределения пространственных, временных и энергетических параметров процесса деформирования в поисках характеристических особенностей степенных распределений [1,2]. При этом не рассматриваются и не принимаются во внимание какие-либо индивидуальные особенности зарождающихся повреждений, поскольку для традиционного конструкционного материала в общем случае практически нет инструментальной возможности проследить в реальном масштабе времени не только за взаимодействием индивидуальных микро- и мезотрещин, но и за развитием ансамбля таких трещин. Представляется, однако, что при деформировании гетерогенных материалов с регулярной структурой, например армированных высокопрочными и высокомодульными волокнами, использование амплитудно-временного в варианте линейной локации и статистического анализа потока сигналов акустической эмиссии (АЭ) может существенно расширить наши представления об особенностях множественного образования микроразрушений [3,4]. Большое различие в физико-механических свойствах матричного материала и армирующих волокон гарантирует в условиях совместного деформирования первоочередной разрыв высокомодульных элементов и практически однозначную идентификацию источников сигналов АЭ, в простейшем случае по амплитуде сигналов АЭ. В случае композитов можно задать структуру, варьировать свойства элементов, управлять образованием множества трещин известного масштаба, исследовать некоторые статистические аспекты поведения ансамбля таких тре-

щин; в случае линейной локации можно даже проследить за рождением и развитием конкретной ограниченной группы трещин и во времени, и в конкретном сечении образца, а также рассмотреть с одними и теми же элементами структуры поведение не только модельного образца, но и реального конструкционного материала.

Обратимся к методу АЭ в варианте линейной локации в применении к модельному материалу — композиту Al-B с однонаправленным расположением высокомодульных и высокопрочных борных волокон диаметром 100 μm . При небольшом объемном содержании V_f по достижении разрывной деформации волокон ($\sim 1\%$) имеет место массовое дробление волокон, что, как известно, создает в матрице/в объеме образца ограниченное число трещин масштаба структурного элемента. Методом локации сигналов АЭ появление трещин размером 10–100 μm надежно отслеживается, что позволяет рассматривать развитие событий в реальном масштабе времени. Сигналы АЭ от разрывов волокон ($A > 280 \text{ mV}$) хорошо отделяются от сигналов других низкоамплитудных ($A < 280 \text{ mV}$) источников [4].

На рис. 1 представлена 3D-диаграмма АЭ образца D16T-B(1%) в области массового дробления волокон (950–1300 s), скорость деформирования 0.118 mm/min, в поперечном сечении ~ 25 –28 волокон. Процесс дробления волокон ($A > 280 \text{ mV}$) после старта в случайном сечении в дальнейшем развивается одновременно и последовательно в двух разных направлениях. Как можно видеть, в силу совместного деформирования появление группы разрывов масштаба структурного элемента вызывает перераспределение напряжений и провоцирует развитие такого же процесса в соседнем менее поврежденном сечении. Поскольку интервалы времени следования сигналов АЭ много больше 1 ms, то временные характеристики коррелированных разрывов

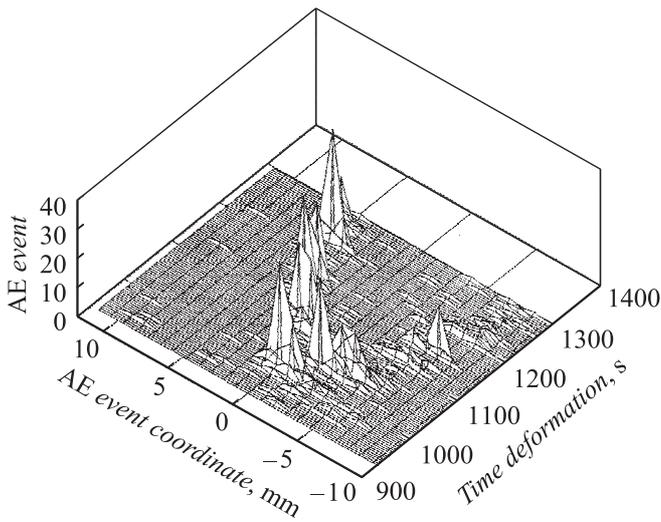


Рис. 1. 3D-представление АЭ диаграммы разрыва борных волокон в ходе деформирования модельного композита D16T–B(1%) со скоростью 0.118 mm/min, $T = 20^\circ\text{C}$; 950–1300 s.

волокон в сечении образца определяются релаксационными свойствами матрицы. При использованных скоростях деформирования (0.017–0.545 mm/min) область массового дробления волокон занимает по деформации $\sim 2.5\%$, в то время как стадия коррелированного трещинообразования при этих скоростях сокращается в ~ 30 раз (с 2000 до 60 s). Многочисленные (10–15) попытки старта процесса строго последовательно зарождающихся трещин (общим числом в каждом эксперименте ~ 800) масштаба структурного элемента ($\sim 150 \mu\text{m}$) не привели к формированию неравновесной макротрещины даже при скорости генерации до 35 s^{-1} . Из 3D-диаграммы АЭ видно, как каждый очередной всплеск процесса коррелированных разрывов заканчивается переключением на менее поврежденный соседний объем (с большим эффективным модулем упругости). Продолжительность стадии коррелированного трещинообразования и его интенсивность при статическом деформировании определяется возможностью реализации диссипативных свойств системы в целом в процессе перераспределения локальных напряжений, формированием новой гетерогенности более высокого масштабного уровня.

Использованная конкретная композиционная система с малым V_f , как представляется, хорошо моделирует поведение неоднородного (гетерогенного) материала с „микропластичностью“, т.е. с возможностью определенных структурных перестроений как в локальном объеме характерного структурного элемента, так и на следующем более высоком уровне.

Композиция D16T–B с высоким содержанием волокон ($V_f \approx 43\%$, в сечении ~ 500 волокон) представляет интерес как модель гетерогенного тела с минимальной диссипативной способностью, т.е. в первом приближе-

нии как модель квазихрупкого твердого тела. Можно с уверенностью считать, что в такой модельной композиции при растяжении реализуется состояние плоской деформации (plane strain), т.е. когда из-за стеснения поперечной деформации возникает „объемное“ растяжение и пластическое скольжение затруднено.

На рис. 2 представлена вся последовательность сигналов АЭ при деформировании композита АМГ61–B(43%) со скоростью 0.118 mm/min, $T = 20^\circ\text{C}$. Всего был зарегистрирован 21 сигнал, из них 13 от разрывов волокон. Коррелированные разрывы представляют 4 последних сигнала с временем регистрации: 228.953, 228.967, 228.980 и 228.994 s. Характерное время нарастания напряжения на волокне, соседнем с разрушенным, Δt , составляет примерно 12–15 ms. Необходимо отметить, что эти времена на порядки превышают времена следования сигналов, если бы перераспределение локальных напряжений происходило при линейном/упругом взаимодействии.

На рис. 3 показано распределение тех же АЭ сигналов по длине образца. Как видно, стесненность деформации в такой плотно упакованной системе привела к

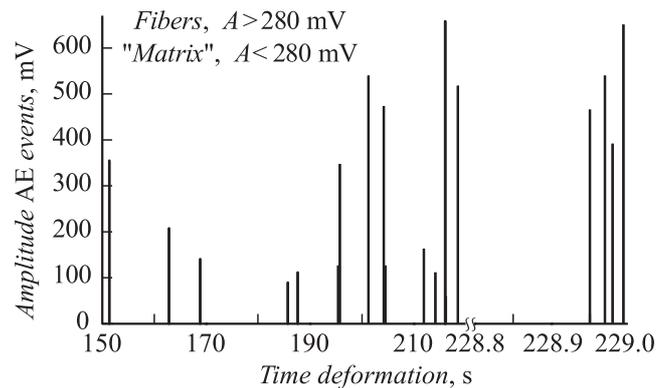


Рис. 2. Последовательность сигналов АЭ при деформировании композита АМГ61–B(43%) со скоростью 0.118 mm/min, $T = 20^\circ\text{C}$.

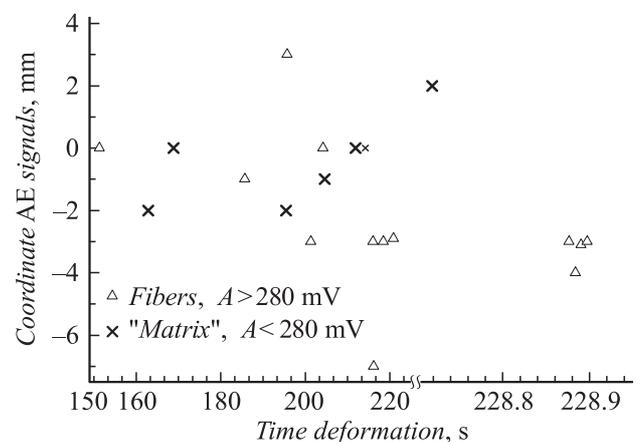


Рис. 3. Распределение тех же АЭ сигналов, что и на рис. 2, по длине образца.

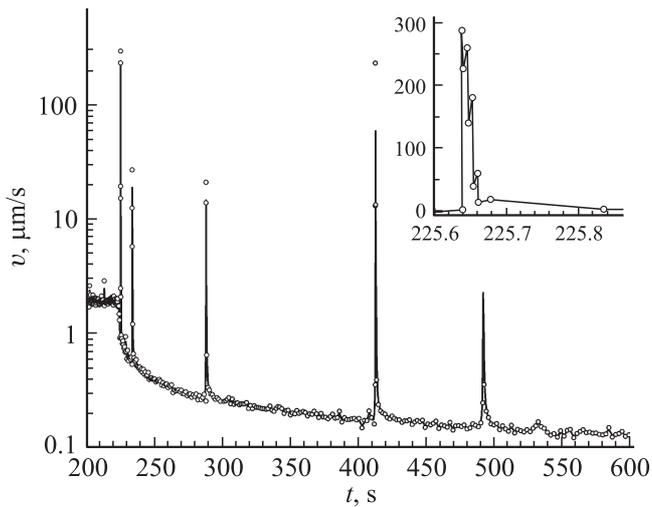


Рис. 4. Фрагмент графика изменения скорости ползучести модельного образца из эпоксидной смолы с единственным вклеенным стеклянным волокном диаметром $100\ \mu\text{m}$ при $T = 20^\circ\text{C}$.

предельной локализации процесса разрыва волокон в последние $40\ \text{ms}$ деформирования. При 300°C , т.е. при увеличении пластичности матричного межволоконного пространства, в таком же образце наблюдается уже в 2 раза большее число (≈ 30) разрывов волокон с менее выраженной локализацией в финале.

Естественно, возникает вопрос, почему интенсивный процесс коррелированного образования ~ 800 трещин в случае рис. 1 не привел к образованию неравновесной макротрещины, а в случае рис. 2, 3 коррелированное рождение в течение $40\ \text{ms}$ всего 4 таких же трещин „мгновенно“ вызвало макроразрушение.

Для решения этого вопроса была использована модернизированная методика лазерной интерферометрии [5], разработанная в свое время в ФТИ. Ранее различные аспекты дискретной пластической деформации изучались как в полимерах, см. например [6], так и в металлах [7].

Изучалась неоднородность процесса ползучести на модельных образцах из эпоксидной смолы с вклеенным стеклянным волокном диаметром $100\ \mu\text{m}$. Предполагали, что при ползучести будет иметь место неоднократное дробление стеклянного волокна, что позволит достаточно однозначно идентифицировать образование повреждений/трещин. Образцы имели вид двойной лопатки с размерами рабочей части $10 \times 3.2 \times 1.1\ \text{mm}$. Эпоксидная композиция была создана на основе смолы ЭД20 с Л 703 и низкомолекулярным полиимидным отвердителем ХТ-147. Скорость ползучести при напряжении $23.75\ \text{MPa}$ регистрировали с помощью доплеровского измерителя скорости [5], одно из зеркал которого жестко связано с подвижным захватом и отслеживает деформацию образца. Скорость определяли на базе инкремента деформации $0.316\ \mu\text{m}$ (половина длины волны излучения используемого лазера). На рис. 4 показан фрагмент графика зависимости скорости ползучести со временем

для одного из исследуемых образцов. На этом фрагменте зафиксировано 5 всплесков скорости ползучести из общего числа 9 разрывов волокон, которые подтверждаются с помощью микроскопии. Можно видеть, что на фоне закономерно снижающейся скорости ползучести образца порядка долей $\mu\text{m/s}$ разрывы волокна/образование мезотрещины вызывают мощные всплески скорости ползучести всего образца как единого целого, достигающие в ряде случаев скоростей, на порядки превышающих „фоновый“ уровень скорости ползучести.

Это означает, что именно скачок скорости деформации является источником формирования нового напряженного состояния ближайшего окружения родившейся трещинки, что ранее наблюдалось в опытах с применением растровой электронной микроскопии в варианте *in situ*, см., например, [8]. В случае высоконаполненного композита Al–B (43%) такой всплеск деформации естественно вызывает соответствующую перегрузку соседних структурных элементов вследствие невозможности диссипации за счет пластической деформации в условиях данного напряженного состояния. Именно это и можно видеть по распределению разрывов волокон и по мере деформирования (рис. 2), и по длине образца (рис. 3). Следует отметить, что наблюдаемая локализация повреждений происходит тем не менее строго по механизму релаксационного перераспределения локальных напряжений (см. времена следования сигналов, рис. 2).

Список литературы

- [1] Макаров П.В. // Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. № 5. С. 97–112.
- [2] Щербаков И.Н., Куксенко В.С., Чмель А.Е. // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16. № 1. С. 51–58.
- [3] Лексовский А.М., Баскин Б.Л., Губанова Г.Н., Юдин В.Е. // ЖТФ. 2013. Т. 83. Вып. 6. С. 122–127.
- [4] Лексовский А.М., Абдуманов А., Баскин Б.Л., Тишкин А.П. // ФТТ. 2013. Т. 55. Вып. 12. С. 2392–2397.
- [5] Песчанская Н.Н., Якушев П.Н. // ФТТ. 1988. Т. 30. Вып. 7. С. 2196.
- [6] Иванькова Е.М., Марихин В.А., Мясникова Л.П., Песчанская Н.Н., Якушев П.Н. // ФТТ. 1999. Т. 41. Вып. 10. С. 1788.
- [7] Шпейзман В.В., Якушев П.Н. // ФТТ. 2013. Т. 55. Вып. 9. С. 1765–1770.
- [8] Лексовский А.М., Баскин Б.Л. // ФТТ. 2011. Т. 53. Вып. 6. С. 1157–1168.