

Акустико-эмиссионный анализ влияния температуры и скорости деформирования на процесс коррелированного образования трещин масштаба структурного элемента

© А.М. Лексовский, А. Абдуманонов, Б.Л. Баскин, А.П. Тишкин

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: albert.leksowski@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 23 апреля 2013 г.)

На примере модельной композитной системы с характерным структурным элементом масштаба $\sim 100 \mu\text{m}$ посредством изменения скорости деформирования и температуры испытания экспериментально показана возможность реализации как дискретного, так и коррелированного трещинообразования. Продолжительность, интенсивность стадии коррелированного трещинообразования и его трансформация в неконтролируемый процесс хрупкого разрушения, т.е. вязкохрупкий переход, определяются возможностью реализации диссипативных свойств как структурных элементов, так и композиционной системы в целом.

1. Введение

Микро- и мезотрещинам в течение длительного времени справедливо уделяется большое внимание. С ними, в частности, связывается понятие поврежденности, определенной деградации физико-механических свойств твердого тела в условиях длительной работы под нагрузкой. В одних случаях появление микротрещин немедленно вызывает разрушение материала. В других случаях тело с трещинами может долгое время успешно выполнять свое функциональное предназначение (см., например, [1]). Поведению трещин такого масштаба при динамическом нагружении уделяется значительное внимание. Например, в экспериментах [2,3] на полиметилметакрилате (при скорости ~ 0.4 от скорости волн Рэлея) наблюдался резкий переход от равномерно-прямолинейного распространения макротрещины к ветвлению, т.е. определенному торможению, что является следствием взаимодействия с рожденным ею ансамблем микротрещин в объеме предвершинной области. При статическом деформировании предразрывное состояние является следствием перехода от дискретного, независимого трещинообразования на стадию коррелированного процесса, что по умолчанию, безусловно, ведет к образованию магистральной трещины или неконтролируемому хрупкому разрушению. Однако нет прямых данных о том, как именно развивается стадия коррелированного трещинообразования, которая априори характеризуется линейным (упругим) взаимодействием дефектов. 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. В случае модельных композитных систем большое различие в физико-механических свойствах матричного материала и, например, армирующих волокон гарантирует в

условиях совместного деформирования первоочередной разрыв высокомодульных элементов и практически однозначную идентификацию источников сигналов акустической эмиссии (АЭ), в простейшем случае по амплитуде сигналов АЭ. В [4] на основе статистического анализа потока сигналов АЭ в варианте линейной локации при деформировании растяжением модельного композитного материала с „мелкомасштабным“ структурным элементом ($\sim 10 \mu\text{m}$) наблюдался определенный коллективный эффект: увеличение степени коррелированности разрыва волокон в одной области совсем не является критическим, процесс „внезапно“ прерывается, но одновременно провоцируется в сопряженной области. В основе этого явления лежит влияние диссипативных свойств материала на скорость перераспределения локальных напряжений [5]. В таком случае при подавлении минимизации релаксационной компоненты перераспределения локальных напряжений и, наоборот, посредством более полной реализации диссипативных свойств возможно „управление“ развитием процесса трещинообразования.

2. Материалы и методика эксперимента

Рассмотрим этот вопрос на примере модельного материала — композита на основе алюминиевого сплава, упрочненного высокомодульными и высокопрочными борными волокнами диаметром $100 \mu\text{m}$ (модуль упругости $E \sim 400 \text{ GPa}$, прочность $\sigma \sim 3 \text{ GPa}$). Образцы бороалюминия D16T-B с размером рабочей части $2.1 \times 4.3 \times 22 \text{ mm}$ и объемным содержанием волокон (диаметром $100 \mu\text{m}$) $V_f = 1-2.5\%$ получались методом диффузионной сварки под давлением. Волокна расположены в четыре слоя в матрице алюминиевого сплава D16T. В поперечном сечении образца D16T-B (2.5%) находилось примерно 30 волокон. Деформирование производилось со скоростями 0.017, 0.118 и 0.545 mm/min

при 20 и 300°C. Система регистрации сигналов АЭ описана в [4]. Два пьезокерамических преобразователя с резонансной частотой 400 ± 50 kHz крепились на лопатках на расстоянии 80–100 mm друг от друга. Для испытаний при высокой температуре к образцам приваривались волноводы. При небольшом объемном содержании V_f по достижении разрывной деформации волокон ($\sim 1\%$) имеет место массовое дробление волокон (рис. 1), что, как известно, создает в матрице (в объеме образца) ограниченное число трещин (рис. 2) масштаба структурного элемента (порядка диаметра волокна). Методом локации сигналов АЭ появление трещин размером 10–100 μm надежно отслеживается [6], что позволяет рассматривать развитие событий в реальном масштабе времени.

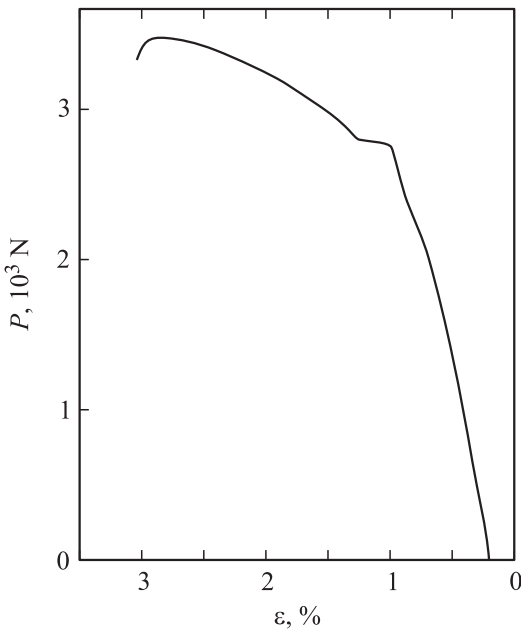


Рис. 1. Характерный вид диаграммы растяжения композита D16T-B с малым содержанием V_f борных волокон при скорости деформирования 0.017 mm/min, 20°C.

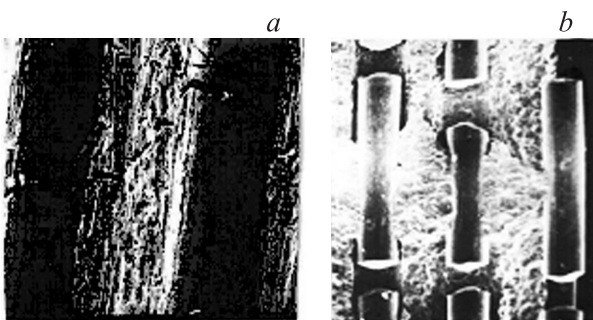


Рис. 2. Пример фрагментации борных волокон ($d = 100 \mu\text{m}$) при множественном дроблении в модельном композите D16T-B. Послойное химическое травление: *a* — неразрывного образца с $V_f \sim 7\%$ при $\epsilon \sim 1.5\%$, *b* — разорванного образца ($\epsilon \sim 3\%$), $V_f \sim 10\%$.

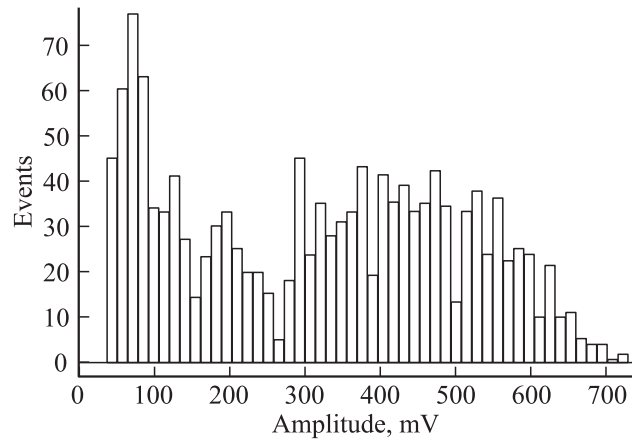


Рис. 3. Амплитудное распределение сигналов АЭ при деформировании модельного композита D16T-B(2.5%), 20°C.

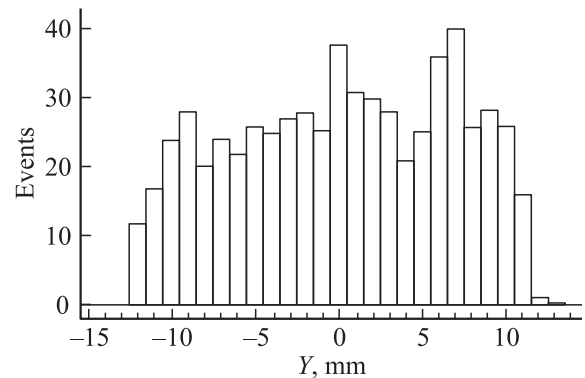


Рис. 4. Итоговое распределение сигналов АЭ от разрыва борных волокон по длине образца Y композита D16T-B(2.5%).

Как можно видеть из данных рис. 3, сигналы АЭ от разрывов волокон ($A > 280$ mV) хорошо отделяются от сигналов других низкоамплитудных ($A < 280$ mV) источников (расслоение по границе раздела, пластическая деформация алюминиевого сплава и др.). По данным локации (рис. 4) итоговое распределение разрывов волокон по длине образца достаточно равномерное. С учетом этого критическая длина волокна l_{cr} может быть равной примерно 0.5–1 mm, что подтверждает металлография (рис. 2, *b*). Рассмотрим развитие процесса массового трещинообразования (дробления борных волокон) при разных условиях деформирования — как обеспечивающих достаточно полную реализацию диссипативных свойств, так и минимизирующих эти возможности.

На рис. 5, *a* показана активность АЭ \dot{N} (число сигналов в единицу времени) за все время деформирования образца при скорости 0.017 mm/min. В области ~ 4000 –6000 s, как показывает металлографический анализ, происходит массовое дробление волокон, после чего основную нагрузку несет матрица. Общее число разрывов волокон в образцах находится в интервале 600–800. Анализ показывает, что независимо от использованных скоростей деформирования (от 0.017

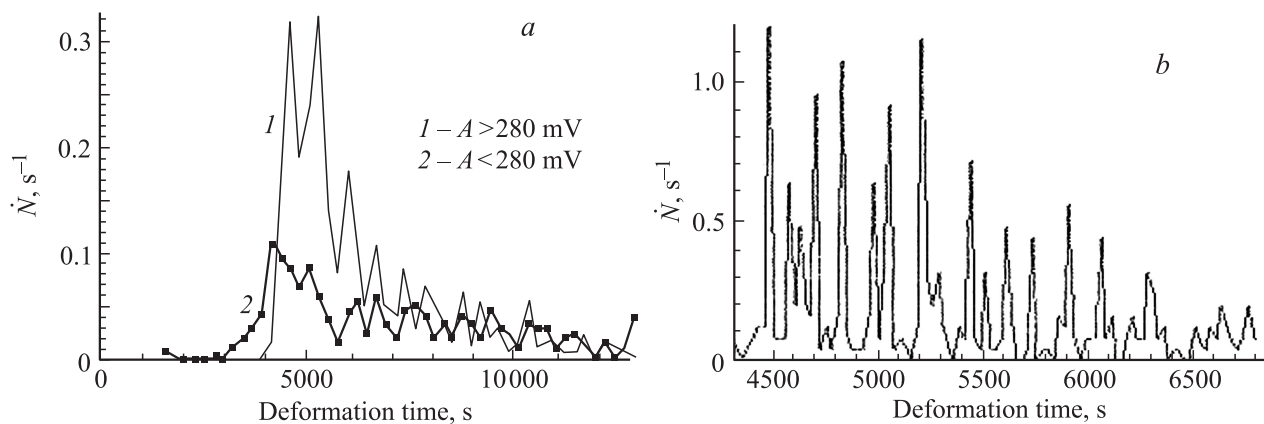


Рис. 5. Интенсивность \dot{N} сигналов АЭ при деформировании модельного композита D16T-B(2.5%) со скоростью 0.017 mm/min, 20°C: *a* — за все время деформирования, *b* — в течение 4500–6700 s, $A > 280$ mV.

до 0.545 mm/min) область массового дробления волокон (при выбранных условиях эксперимента) занимает по деформации $\sim 2.5\%$. На рис. 5, *b* активность АЭ-сигналов в области массового дробления волокон представлена в растянутом масштабе времени. Можно видеть, что здесь обнаруживается наличие „тонкой структуры“ пика активности I (рис. 5, *a*), выраженной в том, что он распадается на 12–15 резких пиков. Число сигналов в этих пиках варьируется в пределах 25–100% от общего числа волокон в сечении. Данные по линейной локации сигналов АЭ подтверждают локализацию разрывов в пределах каждого из таких пиков N в одном сечении размером в 2–3 mm по длине образца. Расстояние между пиками активности в пересчете на деформацию также не зависит от скорости деформирования и составляет примерно (0.1–0.2)%. Ширина самих пиков (рис. 6) при изменении скорости деформирования более чем в 30 раз изменяется примерно в 8 раз. Это, на наш взгляд, позволяет считать, что ширина пиков прак-

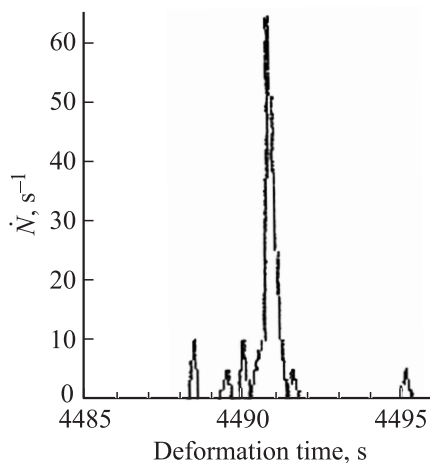


Рис. 6. Интенсивность \dot{N} сигналов АЭ при деформировании модельного композита D16T-B(2.5%) со скоростью 0.017 mm/min, 20°C в течение 4485–4495 s.

тически инвариантна уже не только в деформационном масштабе, но и в масштабе времени [5].

Это означает, что процесс массового разрыва волокон в одном сечении можно рассматривать как происходящий при постоянной нагрузке и деформации, т.е. как коррелированный процесс. Этот процесс не может определяться только упругим перераспределением напряжений, так как тогда он прошел бы за несколько микросекунд и был бы зарегистрирован как один сигнал очень большой амплитуды. В данных конкретных условиях на использованной аппаратуре АЭ-сигналы регистрировались бы как один сигнал, если временной интервал между ними был бы меньше 1 ms. Но в данном случае интервалы времен следования много больше, поэтому можно считать, что временные характеристики коррелированных разрывов волокон в сечении образца определяются релаксационными свойствами матрицы.

Рассмотрим теперь, как развивался процесс разрыва борных волокон, т.е. процесс трещинообразования в этом модельном композитном образце в 3D-представлении: число сигналов АЭ–координата источника по длине образца–время деформирования (рис. 7).

Как можно видеть, процесс коррелированного разрыва волокон стартует в одном из сечений, вероятнее всего в соответствии с weibullовским распределением волокон по прочности. Но этот процесс при данных условиях эксперимента (скорость деформирования, температура) не всегда охватывает все волокна в данном сечении и тем более не приводит к разрыву образца именно в этом месте. В силу совместного деформирования появление группы разрывов масштаба структурного элемента приводит к уменьшению эффективного модуля упругости в одной области, что вызывает перераспределение напряжений и провоцирует развитие такого же процесса в соседнем, менее поврежденном сечении. Процесс коррелированного трещинообразования оказался очень чувствительным к перераспределению напряжений вследствие поврежденности локального объема: коррелированное трещинообразование пошло (может пойти) „по второму

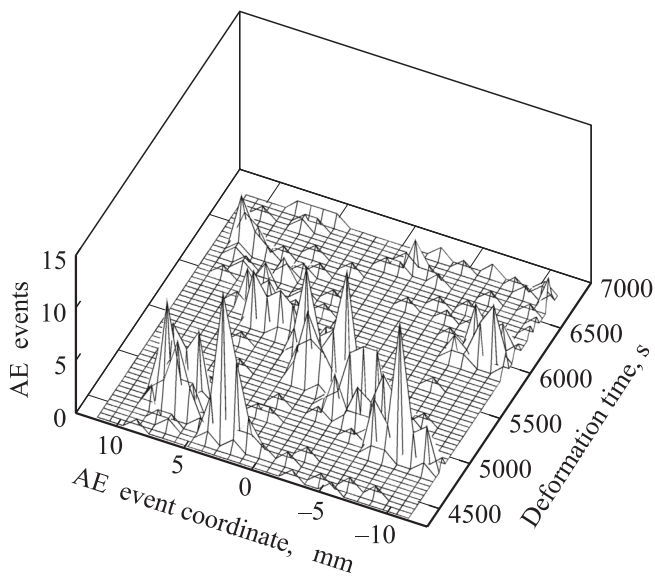


Рис. 7. 3D-представление АЭ-диаграммы разрыва борных волокон в ходе деформирования модельного композита D16T-B(2.5%) со скоростью 0.017 mm/min, 20°C.

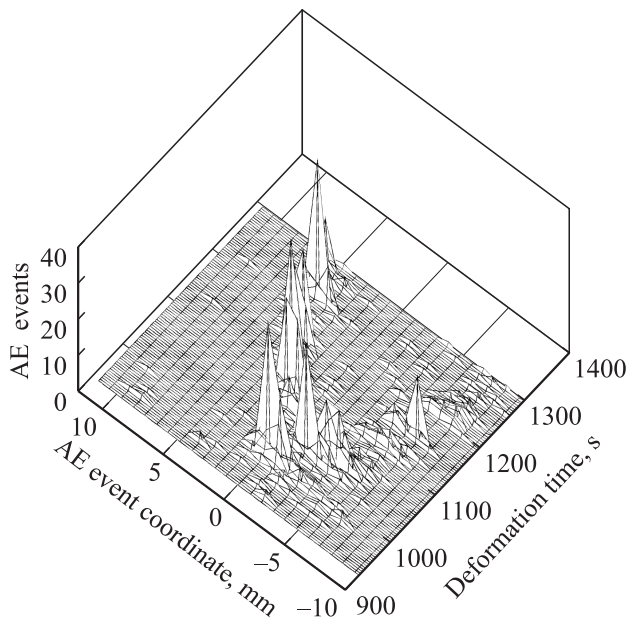


Рис. 8. 3D-представление АЭ-диаграммы разрыва борных волокон в ходе деформирования модельного композита D16T-B(1%) со скоростью 0.118 mm/min, 20°C (950–1300 s).

кругу“ по уже частично поврежденным сечениям образца (при данных конкретных условиях).

Рассмотрим кинетику трещинообразования при других условиях эксперимента. Если этот процесс в самом деле регулируется релаксационным механизмом перераспределения локальных напряжений, то можно ожидать вырождения стадии коррелированного разрыва борных волокон как при „ухудшении“ условий протекания релаксационного перераспределения локальных

напряжений, так и, наоборот, при более полной возможности развития этого процесса.

На рис. 8 представлена 3D-диаграмма АЭ для образца D16T-B(1%) при деформировании со скоростью 0.118 mm/min (20°C) во временном интервале массового дробления волокон (950–1300 s). В этом случае процесс дробления волокон после старта в случайном сечении в дальнейшем развивается одновременно и последовательно в двух разных направлениях. На рис. 9 показана активность АЭ \dot{N} образца D16T-B(1%) в течение всего времени деформирования и в области массового дробления (950–1300 s) со скоростью 0.118 mm/min, т. е. в 7 раз большей, чем в случае, представленном на рис. 5. Как видно, в более жестких условиях эксперимента наблюдается как сокращение (~ 5 раз) общего времени деформирования до полного разрыва (рис. 9, a), так и сокращение (~ 2 раза) длительности периода массового дробления борных волокон (рис. 9, b).

Следует заметить, что увеличение скорости деформирования привело к возрастанию интенсивности \dot{N} трещинообразования (~ 10 раз), т. е. при сокращении возможности реализации диссипативных свойств матрицы количество коррелированных разрывов волокон в единицу времени деформирования (условная „длина

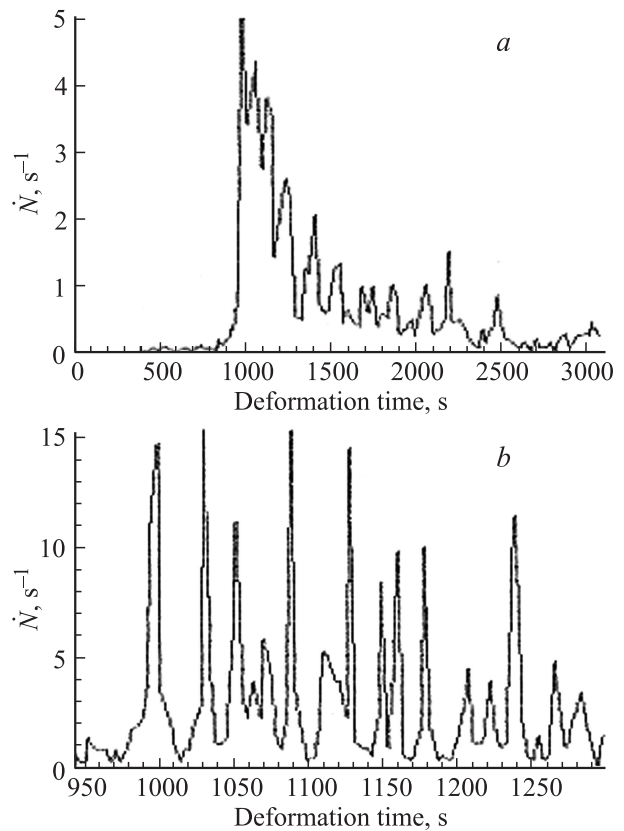


Рис. 9. Интенсивность \dot{N} сигналов АЭ при деформировании модельного композита D16T-B(1%) со скоростью 0.118 mm/min, 20°C. a — в течение всего времени деформирования, b — в интервале множественного разрыва борных волокон (950–1300 s).

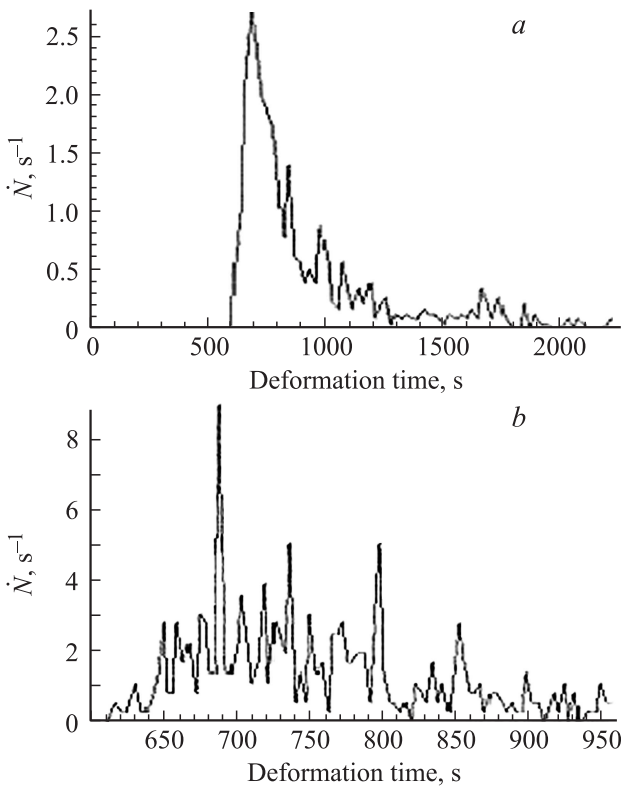


Рис. 10. Интенсивность \dot{N} сигналов АЭ при деформировании модельного композита D16T-B(2.5%) со скоростью 0.118 mm/min, 300°C в течение всего времени деформирования (a) и в интервале множественного разрыва борных волокон (650–950 s) (b).

цепочки“) увеличивается. Интервал времени переключения (перенаправления) процесса, времени структурной „подстройки“ объема $\sim 25 \text{ mm}^3$, в котором образовалось не менее 15 трещин с линейным размером 120–150 μm , сократился со $\sim 150 \text{ s}$ (рис. 5, b) до $\sim 15\text{--}20 \text{ s}$ (рис. 9, b), скорее всего в силу более стесненных условий релаксационного перераспределения локальных напряжений из-за увеличения скорости деформирования. Тем не менее, несмотря на 12–15 попыток, коррелированного трещинообразования макроразрыва образца не произошло, а дальнейшее достаточно продолжительное деформирование сопровождалось акустической эмиссией, характерной для алюминиевого сплава. Диссипативная способность системы как целого „погасила“ коррелированный процесс, который, как легко видеть, полностью контролируется релаксационным механизмом перераспределения напряжений.

При повышении температуры испытания до 300°C (рис. 10) процесс коррелированного разрыва волокон явно вырождается. Если при 20°C и той же скорости деформирования (0.118 mm/min) можно было наблюдать 9–10 всплеск коррелированного разрыва волокон, то при 300°C число таких кластеров сокращается до двух-трех при явном уменьшении числа разрывов волокон в каждом кластере.

На рис. 11 показана 3D-диаграмма АЭ при деформировании этого образца при 300°C. Видно, что отмеченные особенности проявляются достаточно наглядно. При создании условий для более полной реализации диссипа-

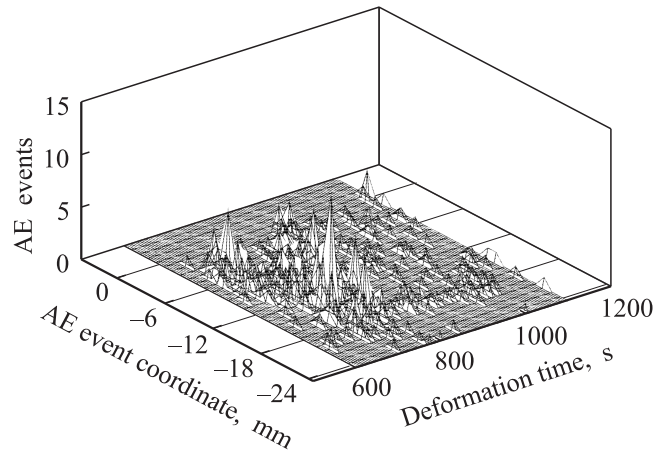


Рис. 11. 3D-представление АЭ-диаграммы разрыва борных волокон в ходе деформирования модельного композита D16T-B(2.5%) со скоростью 0.118 mm/min, 300°C (650–950 s).

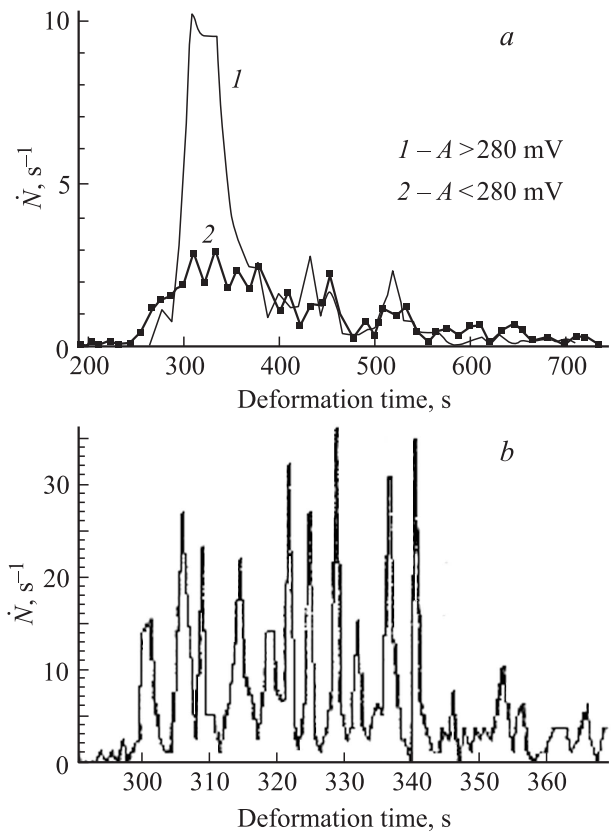


Рис. 12. Интенсивность \dot{N} сигналов АЭ при деформировании модельного композита D16T-B(2.5%) со скоростью 0.545 mm/min, 20°C в течение всего времени деформирования (a) и в интервале множественного разрыва борных волокон (300–370 s) (b).

тивных свойств матрицы возможности коррелированных разрывов волокон минимизируются, наблюдаются преимущественно дискретные, разрозненные разрывы.

При увеличении скорости деформирования с 0.118 до 0.545 mm/min при 20°C процесс дробления волокон, процесс трещинообразования развивается еще быстрее (рис. 12). Стадия коррелированного разрыва борных волокон (трещинообразования) сокращается до ~ 60 s (рис. 12, *b*). Интервал времени структурной „подстройки“ сократился еще сильнее (практически до 2–3 s). Число фальстартов, т.е. „попыток“ вызвать (инициировать) макроразрыв образца, остается практически тем же (~ 10–12), но скорость генерации разрывов (трещин) увеличилась более чем вдвое.

Из данных 3D-диаграмм АЭ (рис. 7, 8) видно, как каждый очередной всплеск процесса коррелированных разрывов заканчивается (в полном соответствии с условием совместности деформирования) переключением на менее поврежденный соседний (сопряженный) объем (с большим эффективным модулем упругости). Представляется, что каждый такой фальстарт коррелированного процесса следует рассматривать как несостоявшийся, незавершенный вязкохрупкий переход (ductile–brittle transition). Очевидно, что формирование неравновесной макротрещины определяется не только темпом генерации микро- и мезотрещин [7], но и диссипативной способностью системы как единого целого.

3. Заключение

Таким образом, применение линейной локации АЭ-события определило инструментальную возможность проследить за эволюцией процесса трещинообразования в выбранной модельной композитной системе значительно детальнее, чем в [4]. В модельной композиции Д16Т-В(2.5%) в пределах упругости материала был многократно спровоцирован процесс коррелированного зарождения трещин масштаба структурного элемента ~ 150 μm (общим числом в каждом эксперименте ~ 800) при изменении скоростей деформирования более чем в 30 раз. Оказалось, что многочисленные (12–15) попытки строго последовательно зарождающихся трещин не привели к формированию неравновесной макротрещины даже при интенсивности генерации до 35 трещин в секунду. И поскольку взаимодействие микро(мезо)-трещин в статике, как уже отмечалось [8], определяется механизмом релаксационного перераспределения локальных напряжений, ансамбль равновесных трещин в неоднородном (гетерогенном) теле в таких условиях тем более не может рассматриваться как „очаг“ разрушения (зародыш) неравновесной макротрещины.

Изменением скорости деформирования и температуры испытания можно организовать как чисто дискретное трещинообразование, так и коррелированное.

Продолжительность стадии коррелированного трещинообразования и его интенсивность при статическом деформировании определяются возможностью реализации диссипативных свойств системы в целом в процессе перераспределения локальных напряжений, формированием новой гетерогенности более высокого масштабного уровня. На фоне нарастающей поврежденности именно возможность крупномасштабных перестроек определяет вязкохрупкий переход, т.е. неконтролируемый процесс хрупкого разрушения. Следует отметить, что если даже в „жестких“ условиях деформирования с постоянной скоростью этап коррелированного трещинообразования не является фатальным, то в условиях „длительной прочности“ (ползучести) эта стадия задержанного разрушения тем более не может априори считаться критической. Критичность может возникнуть при нарушении или флуктуации стационарного состояния.

Использованная конкретная композиционная система с малым V_f , как представляется, хорошо моделирует поведение неоднородного (гетерогенного) материала с „микропластичностью“, т.е. обладающего возможностью определенных структурных перестроек как в локальном объеме характерного структурного элемента, так и следующего, более высокого уровня. Композиция Д16Т-В с высоким содержанием волокон ($V_f = 30–40\%$) представляет интерес как модель гетерогенного тела с минимальной диссипативной способностью, т.е. в первом приближении как модель квазихрупкого твердого тела, что требует специального рассмотрения.

Список литературы

- [1] Л.Р. Ботвина. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. Наука, М. (2008). 334 с.
- [2] О.Б. Наймарк, В.А. Баранников, М.М. Давыдова, О.А. Плехов, С.В. Уваров. Письма в ЖТФ **26**, 6, 67 (2000).
- [3] K. Ravi-Chandar, W.G. Knauss. Int. J. Fracture **26**, 65 (1982).
- [4] А.М. Лексовский, Г.Н. Губанова, В.Е. Юдин, Б.Л. Баскин. ЖТФ **83**, 6, 122 (2013)
- [5] A. Leksovskij, B.L. Baskin, A.P. Tishkin, A. Abdulmanov. Solid State Phenomena **137**, 9 (2008).
- [6] А.М. Лексовский, А.В. Гаврилин, Б.Л. Баскин. Письма в ЖТФ **34**, 5, 46 (2008).
- [7] С.А. Котречко, С.А. Мамедов. Металлофизика, новейшие технологии **33**, 8, 1119 (2011).
- [8] А.М. Лексовский, Б.Л. Баскин. ФТТ **53**, 6, 1223 (2011).