

АБДУМАНОНОВ АБДУАЛИ

КОРРЕЛИРОВАННОСТЬ МИКРОРАЗРУШЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ
ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ КОМПОЗИТОВ

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора физико-математических наук

(специальность 01.04.07- физика конденсированного состояния)

Санкт-Петербург
2002 г.

Работа выполнена в ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, г. С-Петербург
и Худжандском госуниверситете, г. Худжанд

Научный консультант
доктор физико-математических наук, профессор

Лексовский А.М.

Официальные оппоненты:
доктор физико-математических наук, профессор
доктор технических наук, профессор
доктор физико-математических наук,
вед. научный сотрудник

Мелькер А.И.
Сталевич А.М.

Шпейзман В.В.

Ведущая организация - Институт проблем машиноведения РАН,
г. Санкт Петербург

Защита диссертации состоится “_25_” __апреля__ 2002 г.
на заседании специализированного совета Д 212.229.08 при Санкт Петербургском
Государственном Техническом Университете по адресу: 195251, г. Санкт Петербург,
ул. Политехническая, д. 29.к.2, ауд.265.

С диссертацией можно ознакомиться в научной библиотеке Университета.

Автореферат разослан “_25_” __марта__ 2002 г.

Ученый секретарь совета
кандидат физико-математических наук , доцент

Воробьева Т.В.

Введение

Актуальность темы. Широкий круг научно-технических задач диктует необходимость разработки новых конструкционных материалов, среди которых волокнистые композиционные материалы (ВКМ) давно занимают важное место. Композиты (КМ) являются одним из эффективных способов реализации высокопрочного состояния, поскольку практически только таким образом можно в полной мере использовать большие потенциальные прочности, например, борных, угольных, а также монокристаллических волокон с почти теоретической прочностью из карбидов, боридов, нитридов в направленно закристаллизованных эвтектиках. Кроме того, композиты имеют исключительную особенность, несвойственную другим материалам - в них благополучно сочетается повышение прочности с большой вязкостью разрушения, чего нет в высокопрочных сплавах конструкционного назначения. Композиционные материалы на сегодня являются одним из немногих путей создания материалов с заданными свойствами. Имеющиеся успехи в создании ВКМ, в конце 70-х годов - к моменту постановки данной диссертационной работы, были достигнуты в основном технологами. В многочисленных публикациях разрушение КМ анализировалось в основном *post factum*. Практически отсутствовали работы, где бы процесс разрушения КМ изучался в реальном масштабе времени- в режиме *in situ* с помощью современных физических методов. В частности, в литературе отсутствовали систематические данные по изучению влияния температуры и напряжения на долговечность таких перспективных КМ как, например, алюминий-бор и тем более отсутствовали данные по изучению кинетики разрушения на уровне образования и развития элементарных микротрещин, подготовки предразрывного состояния гетерогенного материала. В то же время знание закономерностей образования микротрещин и кинетики их развития должно способствовать построению оптимальной структуры КМ, (повышению) прочности и работы разрушения.

Статистическая природа прочности волокон хорошо известна и поэтому уже в ранних моделях разрушения [1, 2] учитывалась как эта особенность армирующих элементов , так и неоднородность поля напряжений у концов разорванных волокон . Однако в этих моделях и в последующих вариантах в рассмотрение принимались только упругие свойства компонентов, а нарушения сплошности, неизбежно появляющиеся под нагрузкой в результате разрыва волокон, рассматривались лишь как статические концентраторы напряжений. Эксперимент по определению прочности, как правило, показывает существенное расхождение с известными на сегодня теориями .

Очевидно , что как для конструирования материалов с заданными свойствами , так и для прогнозирования их работоспособности совершенно необходимо построение адекватной , физически более обоснованной модели разрушения , необходимо систематическое исследование микромеханики разрушения с помощью современных физических методов, в том числе и в варианте *in situ*. Разрушение волокнистых композитов, как и большинства гетерогенных материалов, представляет собой в общем случае сложный многофакторный процесс. Представляется , что к числу наиболее важных и интересных относится проблема коррелированности микроразрушений , т.е. вопрос о том как из отдельных

нарушений сплошности организуется предразрывное состояние, в какой мере реализуются потенциальные возможности высокопрочных армирующих волокон. При этом однонаправленный волокнистый композит (в определенном приближении) может служить хорошей моделью гетерогенного твердого тела, поскольку в этом случае к рассмотрению может быть привлечена реальная характеристика гетерогенности - распределение элементов структуры (волокон) по прочности.

Представляется, что решение этих вопросов внесет свой вклад в разработку теории создания высокопрочных композитов, настоятельная необходимость формулирования которой диктуется требованиями научно-технического прогресса.

Цель работы состояла в изучении некоторых аспектов микромеханики процесса разрушения волокнистых КМ, главным образом механизма зарождения, развития и взаимодействия единичных нарушений сплошности (повреждений) и их ансамблей и формирования предразрывного состояния материала. Актуальность исследования структурных перестроек именно в реальном масштабе времени диктует необходимость использования не только метода акустической эмиссии как наиболее универсального и информативного инструмента, но и моделирования "элементарного" акта разрушения в ВКМ - разрыва армирующего волокна как наименьшего элемента структуры композита. Последнее представляет особый интерес в плане выяснения масштаба локальной микрокатастрофы в зависимости от освобождаемой энергии упругой деформации и диссипативной способности, энергоемкости окружающего объема. В работе сознательно не затрагиваются другие немаловажные для работы ВКМ аспекты как состояние и эволюция границы раздела, адгезия и др.

Исследование проводилась на модельных и реальных композитах с высокой удельной прочностью. Для решения поставленной задачи привлекались методы электронно-микроскопической фрактографии, скоростной микрокиносъемки в поляризованном свете, акустической эмиссии (АЭ) в варианте пространственно-временного и статистического анализа потока сигналов, методы механических испытаний, инфракрасной спектроскопии (ИКС), оптической металлографии, люминесцентной микроскопии и др.

Научная новизна. Для ВКМ, армированных высокопрочными волокнами с большим энерговыделением при каждом акте разрыва волокна, впервые экспериментально установлено и выяснено:

- с помощью скоростной микрокиносъемки в поляризованном свете в модельном эксперименте показано, что разрыв высокомодульного волокна в относительно низко модульной матрице приводит к появлению в ней микро(мезо)трещины, имеющей явно два участка развития: "динамический" (околозвуковой) и релаксационно - спадающий. В процессе замедления скорости её роста и увеличения раскрытия рождается зона микропластических деформаций, "зона процесса", развивающаяся относительно скорости упругих волн медленнее, что и определяет (по сравнению с упругим случаем) задержку разрушения волокна, соседнего с разрушенным

- с помощью метода АЭ обнаружена неупругая коррелированность микроразрушений при разрыве армирующих волокон, обусловленная не законами упругости, а более медленным, релаксационным перераспределением локальных напряжений; минимальное время релаксации (минимальное время задержанного локального микроразрушения) для композита АI-B составляет единицы мс.
- экспериментально показано, что коррелированное зарождение микротрещин в локальном объеме композитного материала отнюдь не обязано привести к образованию очага разрушения и формированию магистральной трещины, а вследствие снижения эффективного модуля упругости в данной области может привести к частичной ее разгрузке и провоцированию процесса накопления повреждений в соседней области.
Т.е. по крайней мере на двух масштабных уровнях - в районе концов разорванного волокна и в области с множественным микротрещинообразованием релаксационный процесс перераспределения напряжений определяет развитие событий - образование новых нарушений сплошности
- обнаружено, что на этапе коррелированного зарождения дефектов вновь рожденные дефекты имеют равный или меньший масштаб и с непременно нарастающей задержкой в появлении нового дефекта по мере незначительного снижения размера "задающего" дефекта
- экспериментально показано, что непосредственно финальному акту макроразрушения в ВКМ с широким распределением волокон по прочности ($\beta < 8$ в распределении Вейбулла) предшествует не одновременное, коррелированное по законам упругости, образование группы из нескольких согласованных разрывов волокон, а процесс последовательного разрыва волокон с дискретностью появления (по мере приближения к финальному акту) от десятков до единиц мс (для композиции АI-B) , что для реального ВКМ на три и более порядка превышает времена упругого взаимодействия для конкретной структуры композита.
- эксперимент указывает на необходимость учета в модели [2] не усредненных параметров распределения Вейбулла $F(\sigma)$, которое, как правило, не является одномодовым, а параметров средней моды распределения, т.е. за вычетом слабых значений , реализуемых на стадии, предшествующей образованию стартового , критического дефекта (наиболее "сильная" мода распределения в этом процессе не успевает реализоваться). С учетом этого оценка прочности по модели [2] с минимальным коэффициентом концентрации ($k \rightarrow 1,05$) напряжений на волокне, соседнем с разорванным (по сравнению с упругим расчетом $k=1.33$), дает хорошее согласие с экспериментом , что дополнительно подтверждает наличие и роль релаксации в рассматриваемых процессах .

Основные защищаемые положения.

Разрыв высокомодульного элемента структуры композитных материалов имеет своим непреложным следствием не только перераспределение локальных напряжений по законам упругости, но и вследствие взаимодействия

освобождаемой энергии упругой деформации и энерго-диссипативных свойств ближайшего окружения, вызывает сложный процесс микропластической деформации в “зоне процесса”, что и определяет задержку (по сравнению с упругим случаем) разрушения волокна, соседнего с разрушенным .

Кроме того, коррелированное зарождение микротрещин на большей части кривой деформирования вследствие падения эффективного модуля упругости в данной локальной области может привести к частичной ее разгрузке и провоцированию процесса накопления повреждений в соседней области. Т.е., экспериментально обосновывается существование, по крайней мере, на двух масштабных уровнях, релаксационного механизма перераспределения локальных напряжений и его ведущая роль в механизме коррелированного разрыва волокон.

Макроразрыв однонаправленных ВКМ в результате появления очередного единичного дефекта может происходить на той стадии нагружения, когда вследствие исчерпания диссипативной способности материала и накопления в нем латентной энергии освобождаемая при разрыве волокна большая энергия упругой деформации не может быть поглощена, т.е. это происходит там и тогда, когда все остальные каналы диссипации (в частности, механизмы пластической деформации в матрице, работающей в условиях гидростатического растяжения между жесткими волокнами, а также каналы отслоения и др.) для данных условий (температура, скорость нагружения и др.) исчерпаны или оказываются неэффективными по сравнению с трещинообразованием.

Практическая значимость результатов.

- Показано , что учет параметров средней моды распределения прочности волокон и минимизация коэффициента концентрации напряжений на волокне, соседнем с разорванным, позволяет (например, по [2]) с достаточной для практики точностью конструировать для области нормальных температур ВКМ с заданными свойствами по данным компонентов.
- Время и место наступления макроразрушения могут быть определены методом АЭ на основании анализа времен следования и тенденции отклонения процесса от статистически независимого к коррелированному - пуассоновскому процессу скоплений.
- Для разработки физических основ технологии щадящего взрывания необходимо принимать во внимание, что помимо традиционной зоны трещинообразования в породе имеет место в несколько раз более протяженная зона микроповреждений высокомодульных минералов. При расчете распространения детонационной волны необходимо учитывать уровень допустимых локальных деформаций конкретных кристаллов, а не только среднюю прочность породы на отрыв, что лишь и учитывается в расчетах зоны трещинообразования.
- Дегградация прочности кварцевых световодных волокон при термо- и влагоциклировании ускоряется деструкционными процессами эпоксиакрилатного покрытия на фоне гидролитического механизма распада Si-O связей волокон.

Надежность и достоверность основных результатов определяются использованием современных методов прямого физического эксперимента, большим количеством прямых и взаимодополняющих экспериментальных результатов, согласованностью с общефизическими представлениями о процессах деформирования и разрушения.

Личный вклад автора. Основные эксперименты были выполнены автором в лаборатории физики прочности композиционных материалов ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН во время стажировки и обучения в аспирантуре (1975-1981г.г.) и многократных стажировок (1985, 1989, 1992-94, 1997, 1998), и частично в лаборатории кафедры физики твердого тела Худжандского университета. Совместно с автором и под его руководством в выполнении отдельных этапов работы участвовали аспиранты Шамсиддинов М.И., Бозоров Н.С. и студенты-дипломники. Личный вклад автора в опубликованные работы состоял в постановке задач исследований и выработке решений, участии в разработке методических вопросов, проведении экспериментов, в обработке и анализе результатов, формулировании основных выводов и написании статей.

Апробация работы. Результаты исследований докладывались и обсуждались на 4-й (Москва, 1978) Всесоюзной конференции по композиционным материалам (КМ) и 5-й (Рига, 1983) конференции по механике КМ, 1-:-7 Всесоюзных постоянно действующих семинарах по физике прочности КМ (Ленинград, Толмачево, Душанбе, Каменецк-Подольский, 1977 - 1989), зональной научной конф. "Структура и свойства материалов"(Новокузнецк 1988), 2-й Всесоюзной конф. "Проблемы физики прчности и пластичности полимеров"(Душанбе 1990), на 23-м Всесоюзном семинаре "Актуальные проблемы прочности-Кинетика разрушения новых материалов" (Ленинабад 1990), Междун. конф. "Физико-химические основы получения и исследования полупроводниковых и КМ" (Куляб, 1995), Республ. конф. "Физика прочности и пластичности" (Душанбе,1995), 13-й международном симпозиуме по АЭ, (Нара, Япония 1996), конф. молод. ученых и специалистов Таджикистана (Душанбе, 1984, 1985), (Ленинабад, 1987, 1990), (Курган-тюбе, 1991), конф. мол. ученых ХГУ и Ленинабадской области (Худжанд, 1982, 1994, 1996, 1997), на ежегодных конф. преподавателей Худжандского университета, на семинарах секции Прочность и пластичность металлов ДУ им. М.Горького (Санкт-Петербург), на семинарах кафедры ФТТ ХГУ, объединенных семинарах лабораторий прочности и отдела физики высокопрочного состояния, на семинарах лаборатории физики прочности КМ ФТИ РАН (Санкт-Петербург) и др.

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 40 печатных работы в виде научных статей (28) и тезисов докладов (12) в различных научных журналах и периодических изданиях.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения и списка литературы. Содержание диссертации изложено на 226 страницах машинописного текста. Количество иллюстраций 136, список литературы содержит 349 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе рассматривается влияние изменения свойств интерфейса (переходной области на границе раздела волокно-матрица) в процессе эксплуатации как фактора, инициирующего ускорение разрушения армирующих волокон, изучение последовательности развития которых приводится в последующих главах. Проведено исследование процесса деградации прочности и падения долговечности волоконных световодов (ВС) под действием факторов влажности и термоциклирования. Изучались ВС на основе кварцевого сердечника диаметром

125 мкм, покрытого эпоксиакрилатом толщиной 50 мкм. Высокопрочные кварцевые волокна обладают уникальной чувствительностью к механическим повреждениям, а их долговечность определяется кинетикой гидролитического механизма распада Si-O связей. Поэтому в ВС кварцевые волокна покрыты полимерной оболочкой, что призвано защитить кварцевые волокна и от механических повреждений, и от влияния влаги. Невысокая долговечность ВС не позволяет в полной мере использовать достижения технологии, что в определенной степени сдерживает

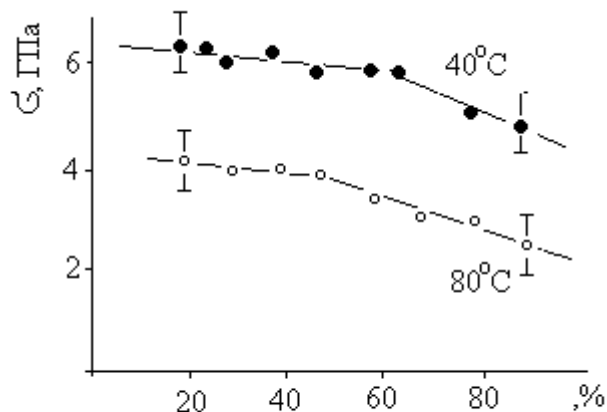


Рис.1 Зависимость прочности ВС от относительной влажности воздуха.

широкое применение техники волоконной оптической связи.

Измерение разрывной прочности ВС σ в зависимости от относительной влажности при двух (40 и 80°C) температурах (рис.1) показывает, что, во первых, зависимости $\sigma(\varphi)$ для обеих температур состоят из двух участков. Во вторых, излом зависимости $\sigma(\varphi)$ происходит тем раньше, чем выше температура испытания. Это означает, что на фоне гидролитического механизма разрыва Si-O связей в игру вступает дополнительный фактор кинетического характера. Эксперимент показывает, что действие времени, температуры, увеличения влажности, периодичности их

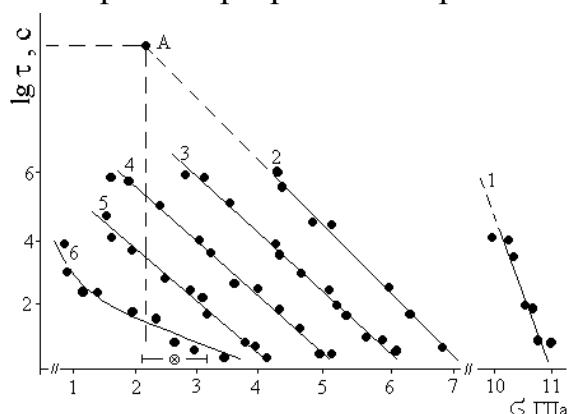


Рис.2. Долговечность ВС: 1-20°C, после обезвоживания, - 2 - 20°C; 3 - 70°C; 4 - 150°C - в состоянии поставки; - 5 - 70°C при влажности 65%; - 6 - при циклическом изменении нагрузки и температуры 40 /80°C - ⊗ - уровень прочности кварцевых волокон без оболочки.

изменения однозначно приводит к ускорению процесса разрушения - к снижению долговечности (рис.2). Так, при переходе от комнатных (2) условий к термоциклированию (6), при $\sigma=2,15$ ГПа, долговечность ВС в среднем падает до 10^8 раз (точка А рис.2).

Для непосредственной проверки предположения о возможности развития дополнительных деструкционных процессов было проведено исследование с

помощью метода ИК спектроскопии (совместно с Н.П. Лексовской). ИК спектры образцов измерялись на спектрофотометре "СПЕКОРД-М80". Сравнение исходных и термоциклированных образцов показало значительные изменения в спектре поглощения в области колебаний CH_2 и CH_3 групп и резкое уменьшение полосы поглощения метакрилового эфира 1270 см^{-1} $\nu_{\text{max}}(\text{C-O-C})$, 1035 см^{-1} (C-OC). Сравнению подвергались также спектры образцов, показавших σ_{max} и σ_{min} после термоциклирования. В спектре образцов с максимальным и минимальным сохранением исходной прочности изменения ν_{max} (C=O) наблюдается до 1725 см^{-1} , что по литературным данным связано с изменением количества гидроксильных групп в граничном слое. У образца с минимальным сохранением прочности групп ОН больше, смещение полос 1735 см^{-1} к 1725 см^{-1} меньше. Сушка при 100°C привела к уменьшению количества сорбированных ОН групп.

Поверхность разрушения образцов ВС, испытанных при различных условиях, изучали с помощью электронного сканирующего микроскопа. Фрактографический анализ показал, что при переходе от прочного состояния ВС к низкопрочному, поврежденному в результате действия внешних факторов, характер поверхности разрушения кварцевого волокна изменяется от разрушения от единичного дефекта к одновременному развитию нескольких дефектов.

Таким образом, долговременное пребывание механически нагруженного ВС во влажной среде и при повышенной температуре по данным ИК-спектроскопии сопровождается развитием термоокислительной деструкции защитной полимерной оболочки, продукты которой на границе раздела с кварцевым волокном образуют среду с агрессивными свойствами. Появление кислотных групп делает полимер менее хемостойким и в результате наблюдается значительное снижение прочности и долговечности ВС. Увеличение концентрации кислотных групп ведет к изменению pH на границе раздела. Об этом, в частности, свидетельствуют и литературные данные [4], где обнаружена потеря прочности и долговечности ВС с увеличением pH среды.

Вторая глава частично посвящена изучению температурно-силовой зависимости долговечности ВКМ с металлической матрицей и, главным образом, фрактографическому анализу поверхности разрушения бороалюминия.

В качестве матрицы были выбраны алюминий и его сплавы Д16, АМГ61. Армирующими элементами служили борные волокна, а также проволоки из молибдена, вольфрама и тантала технической чистоты. Выбор материалов обусловлен тем, что, во-первых, алюминий и его сплавы хорошо изучены, широко применяются, а также используются в качестве матрицы в ВКМ. Во-вторых, энергия активации разрушения выбранных волокон существенно отличается от энергии активации разрушения матрицы, что упрощает анализ экспериментальных результатов. Изучались образцы ВКМ, полученные методом диффузионной сварки в вакууме многослойных пакетов (4÷14 слоев) из чередующихся слоев матричных фольг и армирующих волокон. Измерение температурной и временной зависимости прочности при растяжении вдоль волокон проводилось на образцах в виде двойной

лопатки с рабочей частью $22 \times (6 \div 8) \times (1 \div 4)$ мм на специальных рычажных устройствах, а также на разрывных машинах Р-0,5 и 1231У-10.

Эксперимент показал, что для всех исследованных ВКМ в интервале содержания волокон V_B ($1 \div 53$)% при температурах испытания $20 \div 400^\circ\text{C}$ зависимость долговечности τ от напряжения σ и температуры T описывается известным выражением Журкова $\tau = \tau_0 \exp(U_0 - \gamma\sigma)/kT$ - здесь множитель τ_0 оказался равным $\sim 10^{-13}$ с, k -постоянная Больцмана, γ -структурно-чувствительный коэффициент, U_0 -энергия активации процесса разрушения композита. На основе данных $\tau(\sigma, T)$, а также по температурной зависимости разрывной прочности определялась закономерность изменения $U_{0k}(V_B)$. При малых объемных содержаниях армирующих волокон V_B $U_{0k} = U_{0M}$, а при больших V_B равна $U_{0k} = U_{0B}$. Дискретное изменение от $U_{0k} = U_{0M}$ до $U_{0k} = U_{0B}$ происходит при $V_B = V_B^*$, при котором имеет место равенство объемных прочностей матрицы и волокон: $\sigma_M V_M = \sigma_B V_B^*$. Так, для композиции А1-В значение $V_B^* \cong 3\%$, для Д16Т-В $V_B^* \cong 15\%$, а для Д16М-Мо $V_B^* \cong 6,5\%$.

Для описания поведения интегральной характеристики процесса разрушения долговечности (τ) помимо величины U_{0k} необходимо знать и коэффициент γ_k . Оказалось, что $\gamma_k(V_B)$ для ряда случаев, например, для Д16-Мо можно рассчитывать по правилу смесей:

$$\gamma_k^{-1} = \gamma_B^{-1} V_B ([U_{0B} - C] / [U_{0k} - C]) + \gamma_M^{-1} (1 - V_B) ([U_{0M} - C] / [U_{0k} - C]) \quad \dots (1)$$

где $C = 2,3RT \lg(\tau/\tau_0)$, U_0 и γ параметры разрушения волокна и матрицы. В случае композиции Д16-Мо, коэффициент γ_k можно вычислять по (1). Излом в зависимости $\gamma_k^{-1}(V_B)$ при $V_B = V_B^*$ происходит вследствие скачкообразного изменения U_{0k} в этой области. Для бороалюминия поведение $\gamma_k^{-1}(V_B)$ оказалось более сложным. В области $V_B > V_B^*$ значение γ_k^{-1} хотя и растет линейно, но с некоторым отклонением от правила смесей, что можно учесть путем нахождения коэффициента расхождения, например, по любым двум значениям V_B .

С целью получения дополнительной информации о деталях процесса разрушения, которые нельзя получить из анализа интегральных характеристик – долговечности и разрывной прочности-на первом этапе работы был использован фрактографический метод. Поверхность разрушения исследовалась с помощью растрового электронного микроскопа JSM-15. Анализ поверхностей ВКМ, проживших под нагрузкой существенно разное время от секунд до многих суток ($10^5 \div 10^6$ с) показал, что при действии разрывных нагрузок (т.е. при $\lg t \approx 1$) на поверхности явно наблюдается почти полное расслоение между пакетами матрицы, т.е. поверхности раздела матрица-матрица. Для точно таких же образцов, но проработавших при малых нагрузках (т.е. при $\lg t \cong 5$) и особенно при повышенных температурах ($200 \div 350^\circ\text{C}$), расслоение как на поверхности раздела матрица-матрица, так и матрица-волокно присутствует в крайне незначительном виде.

Такой характер изменения рельефа поверхности разрыва образцов при переходе от кратковременных испытаний к условиям длительной прочности свидетельствует о большой роли релаксационных процессов, способствующих равномерной загрузке элементов структуры ВКМ при малых σ и больших τ , и не успевающих “сработать” при разрывных нагрузках (малых τ). Помимо отмеченных деталей

рельефа поверхности разрушения бороалюминия обращает на себя внимания вид поверхности разрыва самих борных волокон. При минимальных долговечностях образца поверхность разрыва большинства (~70%) волокон имеет плоский вид, характерный для поверхности скола, на которой часто можно указать место зарождения трещины, разрушившей борное волокно. В случае же больших долговечностей основная часть волокон (50-80%) имеет поверхность разрушения в виде купола или усеченного конуса высотой 3-25 мкм. Специальные опыты с отдельными волокнами показали, что плоский вид поверхности разрыва имеет место только в том случае, когда разрыв волокна инициировался с его внешней поверхности, например, царапиной, уколом алмазной пирамиды. Если же предпринимались меры к предотвращению появления внешних дефектов (протравливанием), то инициатором разрушения борных волокон становится внутренняя поверхность раздела бор-вольфрам, на которой, по литературным данным, существует достаточно много дисперсных продуктов химических реакций, снижающих прочность бора с 9-10 ГПа до 2,5-3 ГПа. С учетом этого обстоятельства разный вид поверхностей разрыва волокон в образцах бороалюминия при больших и малых σ можно отнести за счет срабатывания внешних по отношению к волокну "источников", которые, однако, "не действуют" при малых σ . Такими источниками могут служить разрывы своеобразной хрупкой прослойки ("рубашки") из боридов алюминия, имеющих, согласно литературным данным, больший модуль ($E=420$ ГПа), чем само борное волокно ($E=390$ ГПа). В этом случае разрушение такой "рубашки" может привести к рождению импульса упругой энергии, сложение которого с действующим (близким к разрывному) напряжением на ближайшем волокне приводит к его мгновенному разрушению. В условиях же действия малых σ эта же добавка, по-видимому, не способна поднять общее напряжение на волокне до уровня разрывного.

Для проверки этой гипотезы был использован метод регистрации сигналов АЭ.

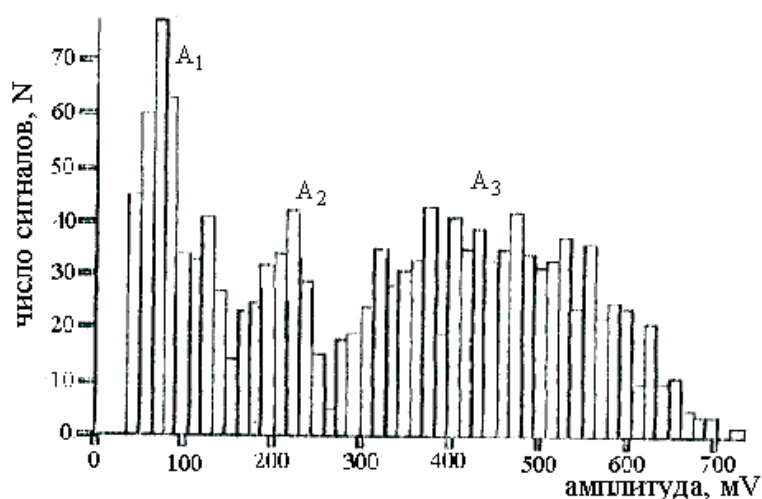


Рис.3 Амплитудное распределение сигналов АЭ при деформировании композиции Д16Т-В(2,5%).

Регистрировались сигналы АЭ при растяжении композита Д16Т-В(2,5%). Поскольку при $V_B=2,5\%$ объемная прочность бора много меньше, чем доля прочности матрицы $[\sigma_M(1-V_B)]$, то при растяжении имеет место множественное дробление волокон. Анализ амплитуд сигналов АЭ (рис.3) при разрушении Д16Т-В(2,5%), а также при отдельном испытании матрицы и волокон показал, что максимум A_3 может быть приписан разрыву волокон, A_1 -разрыву матрицы, а A_2 -

разрыву хрупкой прослойки. Как видно, величины A_2 и A_3 сопоставимы. Следовательно, разрывы высокомодульных прослоек боридов

алюминия могут провоцировать разрушение борных волокон, если на них действуют высокие напряжения.

Представлялось интересным и важным проанализировать что представляет собой образец Al-B в предразрывном состоянии. С этой целью образцы АМГ61-В(30%), содержащие до 700 волокон, при нагрузке $P \geq 0,9P_p$ (P_p -разрывная) разгружались и подвергались послойному металлографическому анализу. При комнатной температуре к моменту разгрузки в таких образцах накапливалось 2-3 десятка разрывов, из которых 3-4 можно было считать двойными (разрывы соседних волокон), т.е. коррелированными. При повышении температуры борное волокно практически не теряет прочность, а матрица в этих условиях заметно увеличивает пластичность. После достижения $P=0,94 P_p$ при 300°C всего разрывов наблюдалось 200-215, в том числе двойных стало (15-21) в несколько раз больше и, более того, появились тройные разрывы (5-9).

Этот экспериментальный факт может быть объяснен в предположении о большом влиянии диссипативной способности матрицы, энергоемкости на накопление повреждений сплошности, на микромеханику процесса разрушения композитной системы, что в литературе до того не обсуждалось.

Третья глава посвящена изучению процесса зарождения и развития отдельных нарушений сплошности и формирования предразрывного состояния.

Моделирование элементарного акта микроразрушений в ВКМ. Были изготовлены прозрачные модельные образцы на основе эпоксидной смолы с единичным армирующим борным волокном, а также в сочетании с дополнительным стеклянным волокном. В эксперименте в условиях $\sigma=\text{const}$ фиксировались амплитуда сигнала АЭ и с помощью скоростной кинокамеры СКС-1М кинетика роста трещины в матрице, инициированной разрывом высокомодульного хрупкого волокна. Эксперимент показал, что трещина в матрице, образовавшаяся вследствие своеобразного микровзрыва волокна вначале проходит некоторый участок с околосвуковой скоростью (динамический этап), после чего начинается релаксационно-спадающий этап ее развития. На этом этапе рост трещины сопровождается увеличением ее раскрытия от величины δ_0 , соответствующей “динамическому” росту до равновесного значения δ_s .

Вследствие разной запасенной энергии упругой деформации стеклянного (1) и борного (2) волокон при одинаковой пластичности матрицы «конечный» размер трещины $l_{\text{тр}}$ больше во втором случае (рис.4). Множественное дробление одного волокна по длине дает в пределах точности измерений постоянную

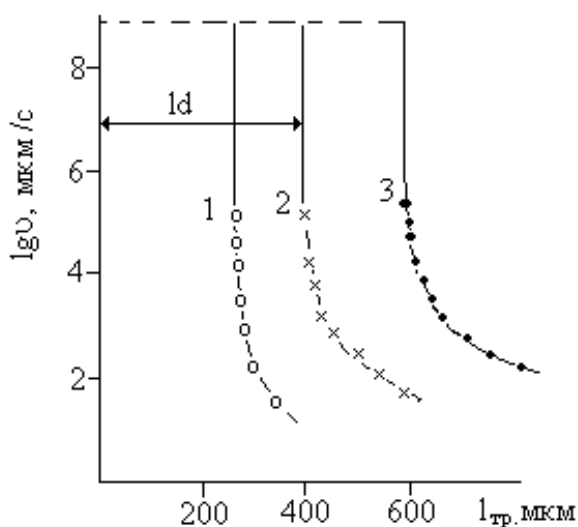


Рис.4 Кинетика развития трещин в ЭД-20, инициированных разрывом волокон:

- 1 - стекловолокно $d = 100$ мкм;
- 2,3 - борволокно $d = 140$ мкм;
- 1,2 - $\epsilon_{\text{сд}} \approx 25\%$, 3 - $\epsilon_{\text{сд}} \approx 10\%$

не одного волокна по длине дает в пределах точности измерений постоянную

амплитуду АЭ и постоянный размер трещины в матрице после разрыва волокна. Этот результат оказывается немаловажным для понимания формирования предразрывного состояния ВКМ.

Используя стандартное значение эффективной поверхностной энергии для эпоксидной матрицы $W_{эф}=10^4$ Дж/м² и измеряя площадь первичной трещины после разрыва волокна, можно найти величину работы, затраченной на образование этой трещины. Так, борное волокно диаметром 100 мкм после своего разрыва высвобождает энергию порядка 0,01 Дж, стекловолокно диаметром 10 мкм дает величину в 10^3 раз меньшую. Используя известное выражение энергии упругой деформации $W=V\sigma^2/2E$, где σ -разрывная прочность, E-модуль упругости, можно определить объем V_v , освобождаемая энергия упругой деформации W которого определяет размер трещины (локальной катастрофы) в матрице. Оказалось, что эта энергия запасается в объеме волокна длиной в несколько диаметров, что неплохо коррелирует с глубиной отслоения волокна от матрицы, экспериментально наблюдаемой с помощью РЭМ.

Если одну и ту же запасенную упругую энергию армирующих волокон, например, борных, "разрядить" в матрицы с разной разрывной деформацией (20% и 10%), то размер конечной трещины $l_{тр}$ будет тем больше, чем менее пластичной будет матрица (кривая 3). Отсюда следует, что размер "микркатастрофы" зависит не только от величины запасенной энергии упругой деформации разрываемых хрупких волокон, но и от способности окружающего объема рассеивать выделяющуюся энергию без макроразрушения всего образца. Эту способность будем называть диссипативной энергоемкостью или просто "энергоемкостью" окружающего объема, которая складывается в данном случае главным образом из работы пластической деформации матрицы. В случае полимеров степень сопротивления движению "хрупкой" трещины определяется наличием β -перехода в низкотемпературной области [5].

Неупругая коррелированность микроразрушений в моделях с двумя волокнами. Если рядом с борным (разрывная деформация $\sim 0,5 \div 0,8\%$), "задающим" волокном поместить стеклянное волокно ($\epsilon=5\%$) на расстоянии, меньшем $l_{тр}$ то это "воспринимающее" стеклянное волокно будет "мгновенно" (порядка мкс) разорвано микротрещиной, несущей большую кинетическую энергию. Но если такое же "воспринимающее" стеклянное волокно разместить на расстоянии несколько большем $l_{тр}$ (рис.5), то оно также окажется разорванным, но уже за время $t=0,2 \div 1,2$ с после разрыва борного волокна. В момент разрыва борного волокна деформация всего образца составляла $\leq 0,8\%$ и через $0,2 \div 1,2$ с она мала отличалась от этой

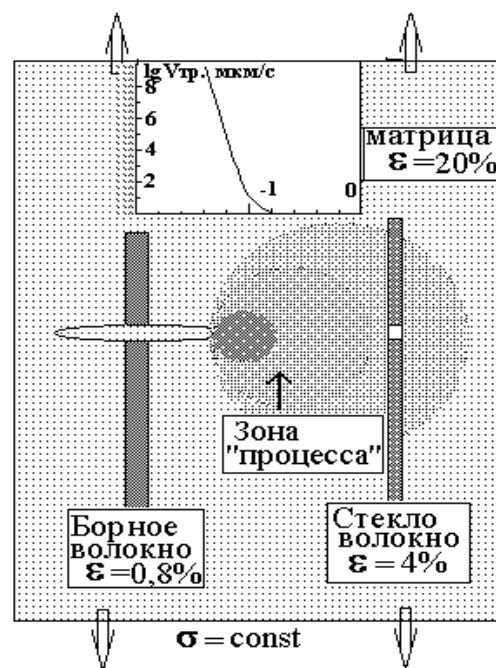


Рис.5 Схема развития зоны "процесса" (реконструкция эксперимента при скоростной микрокиносъемке в поляризованном свете).

зарождения микротрещин в диапазоне ~10 миллисекунд. Из данных на рис.7 можно видеть, что процесс коррелированного трещинообразования, начинаясь в одном сечении образца, через некоторое время (при продолжающемся нарастании нагрузки) "внезапно"

прерывается в данной области, но начина-ет развиваться в соседней, до того находившейся в "пассивном" состоянии. Такая смена активности в работе сечений может происходить неоднократно вплоть до макроразрыва образца в целом. Причиной прерывания процесса коррелированного появления микротрещин может служить снижение

эффективного модуля упругости в данном локальном объеме, что неминуемо влечет соответствующую перегрузку соседней области и провоцирование в ней аналогичного процесса. Позднее в [6] на углепластике была выявлена "тонкая структура" этого этапа накопления и было показано, что коррелированность в миллисекундном диапазоне представляет собой задержанное разрушение единичных волокон с характерным временем задержки τ в диапазоне от десятков до нескольких сотен микросекунд в зависимости от диссипативных свойств матрицы

Неупругая коррелированность микроразрушений в композиции Al-B(2,5%). Для набора достаточной статистики по коррелированному разрыву волокон был выбран бороалюминий с малым V_b , при котором основную нагрузку несет матрица. В испытании на растяжение исследовались образцы Д16Т-В(2,5%), с размером рабочей части 2,1×4,3×22 мм. В поперечном сечении образца находилось примерно 30 волокон. Нагружение проводилось со скоростями 0,017, 0,118 и 0,525 мм/мин. Сигналы АЭ от разрывов волокон хорошо отделяются по амплитуде от других источников и анализу подвергалась АЭ от разрывов волокон

На рис.8 представлены диаграмма нагружения и активность АЭ N (число сигналов в единицу времени) за все время нагружения образца при скорости 0,017 мм/мин. Область массового дробления 4000÷6000 снимает по деформации примерно 2,5% независимо от скорости деформирования где она показано (рис.9) в растянутом масштабе времени. Здесь обнаруживается "тонкая"

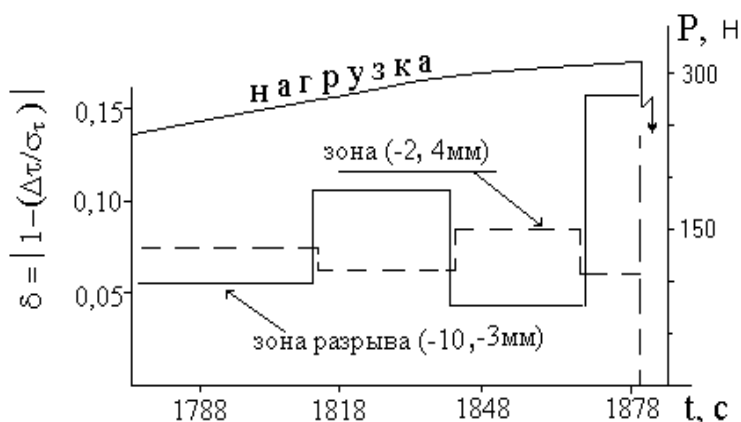


Рис.7 Изменение степени коррелированности (δ) сигналов АЭ по мере деформации образца ЭД-20 с частицами (10мкм) кварца.

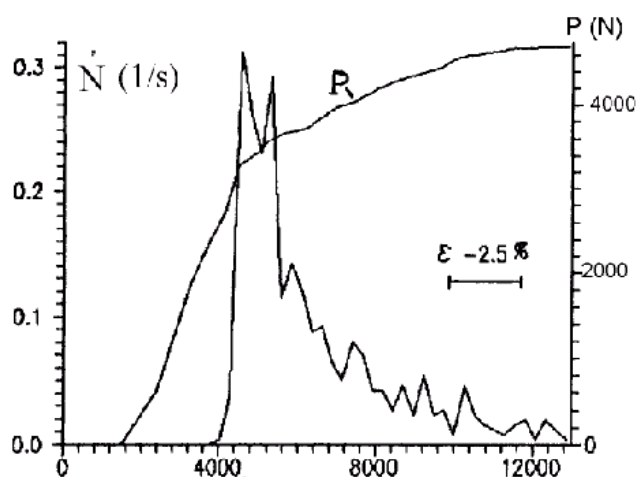


Рис.8 Диаграмма нагружения и активность сигналов АЭ, связанная с дроблением борных волокон.

зарструктура пика активности, выраженная в том, что он распадается на 12÷15 резких пиков. Число сигналов в этих пиках варьирует в пределах (25-100)% от общего числа волокон в сечении. Данные по линейной локации сигналов АЭ подтверждают локализацию разрывов в пределах пика N в одном сечении 1÷2 мм.

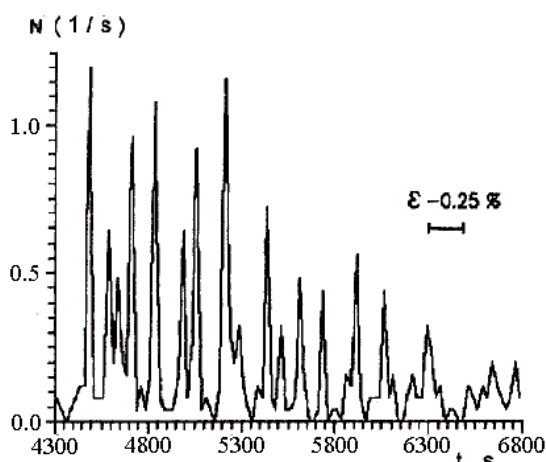


Рис.9 Активность АЭ сигналов в области массового дробления волокон в растянутом масштабе времени.

Расстояние между пиками активности в пересчете на деформацию также не зависит от скорости нагружения и составляет 0,1÷0,2%. Однако ширина самих пиков инвариантна уже не в деформационном масштабе, а в масштабе времени. Это означает, что процесс массового разрыва волокон в одном сечении можно рассматривать как происходящий при постоянной нагрузке и деформации, т.е. как коррелированный процесс. В то же время 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 большой амплитуды. В данных конкретных условиях измерения АЭ сигналы регистрировались бы как один сигнал, если временной интервал между ними был меньше 1 мс. Поскольку в нашем случае интервалы времен следования много больше, то следует принять, что характеристики коррелированных разрывов волокон в сечении образца определяются релаксационными свойствами матрицы.

На рис.10а представлена координатно-временная развертка АЭ сигналов разрыва

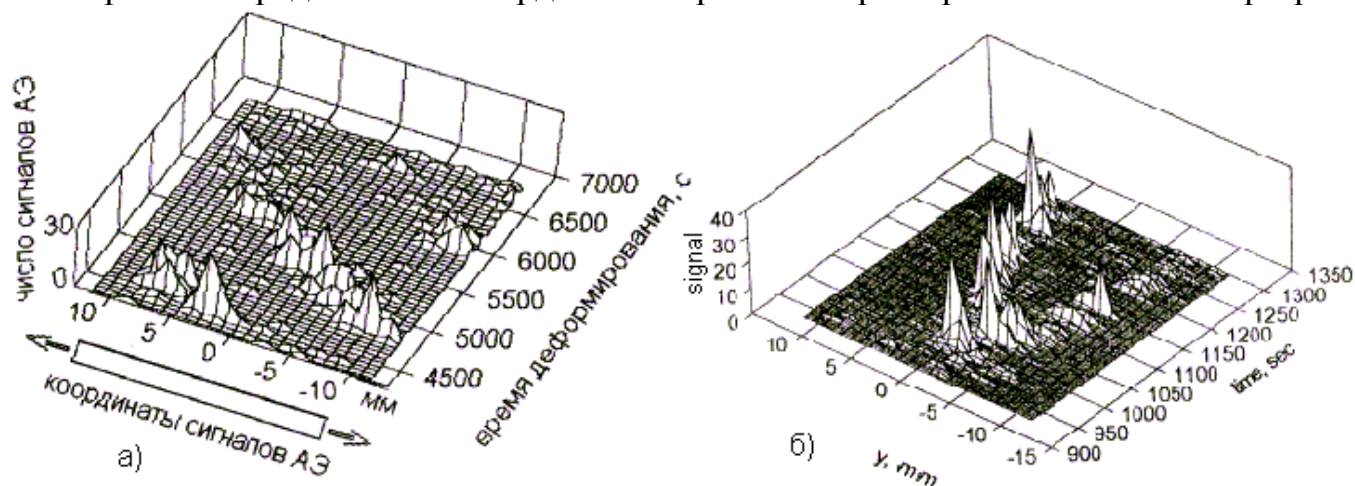


Рис.10. Изменение местоположения координат сигналов АЭ по мере деформирования образца Д16 - В(2,5%).

волокон по длине того же образца (рис.8-9) во время нагружения. Положения нескольких первых сечений имеют случайный характер. Начиная, в данном случае, с пятого "работающего" сечения координаты последовательно и непрерывно с точностью до $l_{кр}$ изменяются в одну сторону, пока не доходят до уже отработавшего сечения. После этого из оставшихся сечений снова происходит случайный выбор.

На рис.10б показан несколько другой вариант развития процесса, но с теми же групповыми разрывами в одном сечении при пассивном состоянии соседних областей. Оказалось, что дальное действие элементарного акта - разрыва волокна-

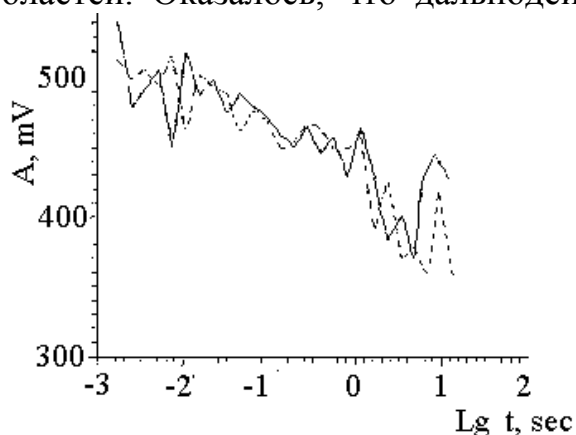


Рис.10в Зависимость времени задержки разрушения соседнего волокна от амплитуды сигнала АЭ

($V_b > 18\%$) такой процесс, начинаясь в одном из сечений, приведет к разрушению образца в этом же сечении. Испытания таких образцов показали, что в них к разрушению действительно ведет последовательность разрывов волокон с

интервалами времени между ними, характерными для релаксационного перераспределения напряжений. При комнатной температуре для $V_b = 18\%$ такая последовательность включает 3 разрыва волокон за 11 мс, а при 300°C при $V_b = 18$ и 43% - соответственно 20 разрывов за 8,2с (3% от времени нагружения) и 11 разрывов за 6,4с (1%). Все сигналы от разрывов бороволокон (рис.11) хорошо разрешаются во времени и происходят от одиночных, а не от групповых (упруго скоррелированных) разрывов. По данным [6] (с учетом на три порядка более высокого временного разрешения), амплитуды сигналов на последней стадии деформирования углепластиков также не растут, а остаются постоянными по величине, равной разрыву одиночных, изолированных волокон.

Таким образом, прямой эксперимент в реальном масштабе времени показывает, что цепочка одиночных, неупруго коррелированных разрывов волокон предшествует "последнему" регистрируемому акту, который также представляет собой разрыв практически одиночного волокна. Т.е. в основном события развиваются так, как это предполагается в [2] за "небольшим" исключением - дефекты взаимодействуют не по законам упругости. Представляется, что вышеизложенный экспериментальный

невелико: незначительное уменьшение амплитуды сигнала приводит к существенной (на порядок и более) задержке во времени появления следующего разрыва (см.рис.10в).

Неупругая коррелированность микро разрушений в композиции АI-B с большим объемным содержанием армирующих волокон. Если в бороалюминии с объемным содержанием волокон 2,5% процесс коррелированных разрывов эстафетным образом охватывает все сечения образца, то можно ожидать, что при большем объемном содержании

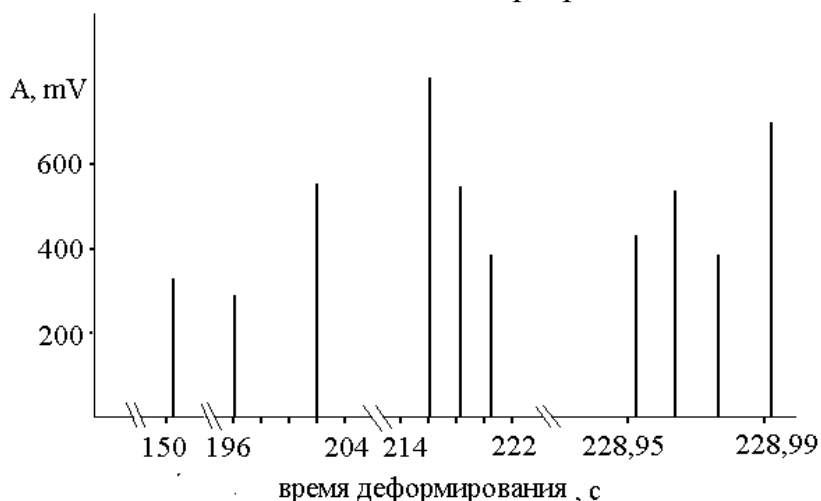


Рис.11 Кинетика разрывов волокон при деформировании композиции АМГ61-В(43%). Скорость нагружения 0,118 мм/мин, $T = 20^\circ\text{C}$

материал позволяет произвести некую корректировку в [2], обусловленную релаксационным механизмом перераспределением локальных напряжений.

“Релаксационная” корректировка статистических моделей разрушения.

В статистических моделях разрушения ВКМ, в качестве функции, описывающей распределение волокон по прочности используется распределение Вейбулла

$F(\sigma)=1-\exp(-pL\sigma^\beta)$, где: L -длина волокна, $p=1/l_0(\sigma_0)^\beta$, l_0, σ_0 и β - параметры распределения. В этих моделях принимается во внимание лишь упругие характеристики волокон и матрицы. На рис.12 показано такое распределение, построенное по результатам измерений прочности волокон бора, использованных в исследованных выше образцах. Можно видеть, что это распределение не однородно и имеет, по крайней мере, три участка, которые характеризуются существенно различающимися параметрами, не совпадающими со значениями для распределения в целом.

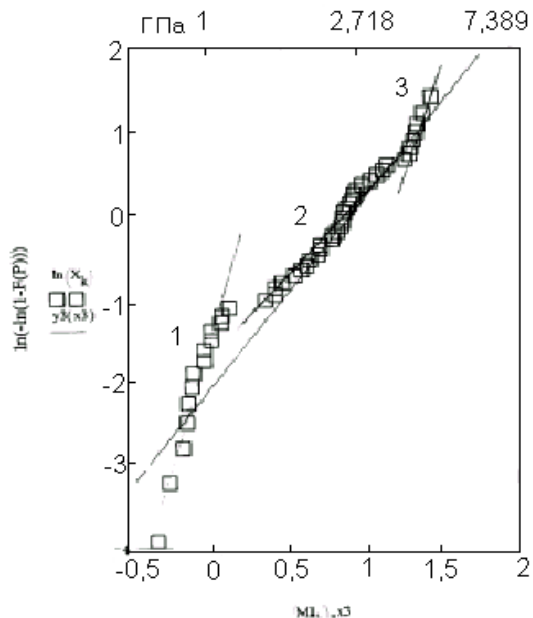


Рис.12 Распределение прочности борволокон по Вейбулу

Рассмотренные выше экспериментальные результаты дают все основания для определенной корректировки, например, в [2] выражения для определения прочности композита $\sigma_{ц} = V_B [2nlp^2 \delta (k^\beta - 1)]^{-1/2\beta}$

Во-первых, следует принимать в расчет значение коэффициента β для среднего участка распределения прочности, поскольку слабые волокна быстро выбывают из игры на стадии рассеянного накопления разрывов волокон (стадии, предшествующей образованию стартового, “критического” дефекта), а до более равномерной загрузки, особенно самой сильной части волокон, процесс не успевает дойти. Во-вторых, с учетом проявления релаксационных процессов коэффициент концентрации напряжений k на волокне, соседнем с разрушенным, должен быть минимизирован по сравнению с “упругим” расчетом (традиционно $k=1,33$).

Таблица 1. Вероятностные значения прочности композита Д16-В(30%) в зависимости от значения коэффициента перегрузки (k) и количества соседних (коррелированных) разрывов (m) по моделям Цвебена (σ_{ZW}) и Тамужа (σ_{TZ}) при общем числе волокон в образце $n=300$.

ВКМ	Т К	δ , мм	σ_k эксп.	Прочность σ_{ZW} МПа, (n=300)			Прочность σ_{TZ} , МПа, (n=300), $\beta=2.2$		
				$\beta=2,2$ $k=1.33$	$\beta=2.2$ $k=1.10$	$\beta=1.6$ $k=1,05$	$m=2$	$m=3$	$m=4$
$V_B=0.3$			МПа						
Д16Т-В	293	0.24	820±85	537	707	826	458	1080	1620
Д16Т-В	573	0.40	721±70	479	630	728	409	906	1369

Из данных таблицы можно видеть, что хорошее согласие с экспериментом получается если принять $k \approx 1$ и $\beta=1,6$ для средней части $F(\sigma)$.

Анализ показывает, что для ВКМ с широким ($\beta \leq 8$) распределением волокон по прочности появление группы коррелированных по законам упругости разрывов практически невозможно, что, однако, тем вероятнее, чем уже ($\beta \geq 12$) распределение $F(\sigma)$

Таким образом, совокупность приведенных данных экспериментального изучения развития элементарных, единичных актов микроразрушений и последовательности этих актов разрушения наименьших структурных элементов в однонаправленных композиционных материалах позволяет заключить следующее:

макроразрыв однонаправленных ВКМ в результате появления очередного единичного дефекта происходит на той стадии нагружения и там, когда вследствие исчерпания диссипативной способности материала и накопления в нем большой латентной энергии освобождаемая при разрыве волокна большая энергия упругой деформации не может быть поглощена. Это происходит тогда, когда все остальные каналы диссипации (механизмы пластической деформации, в частности, а также каналы отслоения и др.) для данных условий (температура, скорость нагружения и др.) исчерпаны или оказываются неэффективными по сравнению с трещинообразованием.

В четвертой главе рассматриваются результаты исследования образования нарушений сплошности в высокомодульных кристаллах (минералах) гетерогенного материала нерегулярной структуры на примере горной породы типа гранит при взрывном нагружении. Интерес к подобному рассмотрению определяется необходимостью найти физически обоснованный подход к определению истинных размеров опасной зоны микроповреждаемости компонентов, добыча которых часто и представляет основную цель взрывных работ. Хотя горные породы и не являются представителями однонаправленных ВКМ, но некоторые закономерности коррелированности микроразрушений, как нам представляется, просматриваются.

В работе впервые для изучения микроповреждений (микротрещин) в образцах горной породы с раскрытием 0,1 мкм и меньше применен метод люминесцентной микроскопии (ЛМ) с использованием эффекта самодиффузии люминофоров. В эксперименте был осуществлен модельный камуфлетный взрыв заряда тэна (совместно с В.А.Боровиковым) в гранитном блоке. Из средней и дальней зоны вырезались фрагменты пластины для анализа их поврежденности. Фрагменты помещались на дно кюветы с 0,03% раствором фталамида и проводилось изучение объектов с помощью микроскопа ЛМ-3 в свете их люминесценции.

Эксперимент *in situ* показал, что через некоторое время после погружения нижней части образца в раствор с люминофором за счет капиллярных явлений последний поднимается по каналам несплошности, выходит на поверхность образца, декорируя дефекты. В ближней зоне от центра взрыва микротрещины наблюдаются в зернах кварца и полевого шпата, а зерна слюды практически остаются неповрежденными. Применение этой методики привело к наблюдению двух важнейших фактов. В дальней зоне, где по данным эксперимента и расчетам

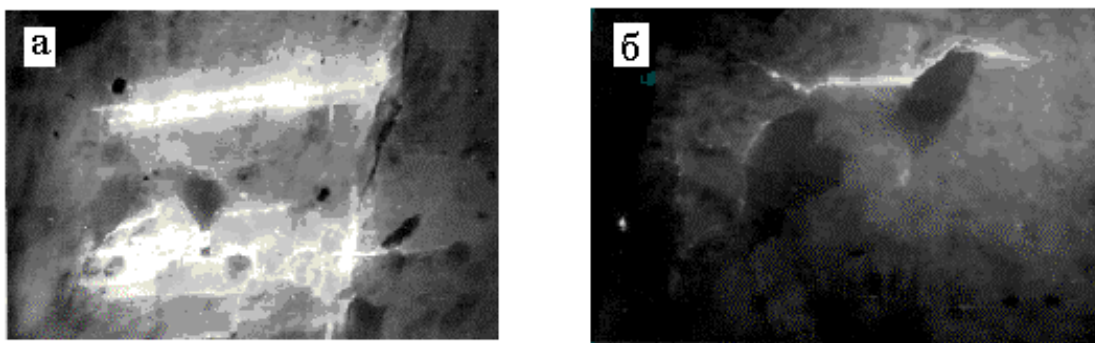


Рис.13 Наведенные взрывом микротрещины в ингредиентах гранита на расстоянии $15R_{03}$ (а) , $40R_{03}$ (б) от центра взрыва.

напряжения не превышают величины $0,2 \div 0,4$ прочности породы на отрыв $\sigma_{отр}$, микронарушений сплошности быть не должно, оказалось, что микронарушения также наблюдаются и преимущественно в зернах кварца (рис.13). При этом зерна более “мягких” минералов оставались неразрушенными. Более того, люминесцентная микроскопия показала, что путь макротрещин проходит только по расколотым зернам самого высокомодульного компонента гранита – по зернам кварца, а

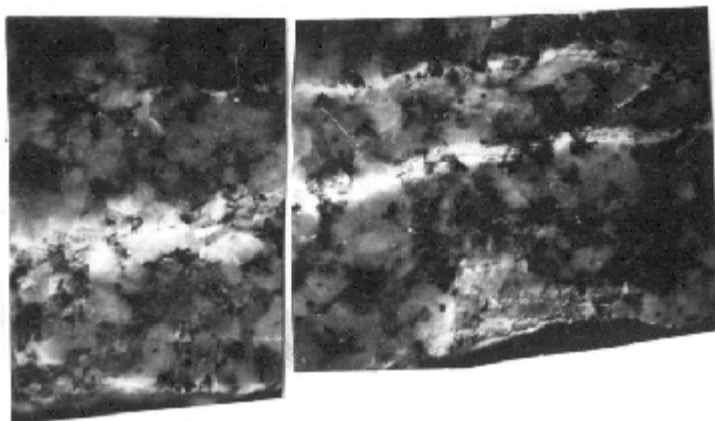


Рис.14 Декорированный люминофором "кварцевый" след (40мм) макротрещины при УФ освещении.

зерна слюды при этом трещиной обходятся (см. рис.14). В этом усматривается эффект практически “упруго”-скоррелированного разрушения кристаллов кварца, поскольку нечто подобное наблюдалось в бороалюминии при деформировании при высокой температуре – металлографически было выявлено много двойных и даже несколько тройных

согласованных разрывов борных волокон незадолго до макроразрыва композита как целого. Предположение о возможности такого взаимодействия находит свое подтверждение в опытах на моделях, где было обнаружено , что итоговая трещина L_{Σ} от разрыва 2-х соседних волокон, расстояние между которыми было меньше длины “динамического” участка развития единичной трещины, была $\geq (L_1+L_2)$.

Итак, эксперимент показал, что разрушаются в первую очередь высоко-модульные кристаллы. Это обстоятельство никем раньше не отмечалось. С позиции физики прочности композиционных материалов этот факт не является удивительным, поскольку в условиях совместности деформации именно в высокомодульных кристаллах могут быть достигнуты критические напряжения при одной и той же общей деформации конгломерата разномодульных зерен. Важно было убедиться в справедливости предположения об определяющей роли совместности деформации в развитии процесса разрушения разномодульных компонентов гетерогенной системы при скоростном нагружении. Были проведены

специальные эксперименты (совместно с А.Б.Синани и Ю.А. Емельяновым) по откольному разрушению модельной гетерогенной системы оргстекло-бороволокно при ударном нагружении. Скорость соударения $100\div 220$ м/с, длительность импульса около 2 мкс, Опыт показал, что динамическая прочность образца оргстекла толщиной 10 мм с каналом из отвержденной эпоксидной смолы диаметром 1,5 мм составляет $150\div 180$ МПа. При введении в такой канал высокомодульного ($E = 400$ ГПа) бороволокна наблюдается его откольное разрушение при вдвое меньшей динамической нагрузке- $80\div 90$ МПа. Фрактографический анализ с помощью сканирующего электронного микроскопа подтвердил, что "внутренний откол" в канале был инициирован разрывом бороволокна. При замене бороволокна менее прочным и с меньшим модулем упругости стекловолокном его разрушение происходило при заметно больших динамических нагрузках $120\div 130$ МПа, т.е. при большей деформации системы в целом, но меньшей, чем для исходного образца оргстекла без волокон. Следовательно, принцип совместности деформации "работает" не только в условиях статики, что хорошо известно для КМ, но и в условиях скоростного, в том числе и взрывного нагружения гетерогенной системы, что однако ранее в технологии взрывной отбойки не принималось во внимание.

Путем взвешивания образцов на воздухе (с точностью до 0,0001 гр) и после насыщения их легким растворителем на электронных весах ER-180А определялся объем, занятый микротрещинами. Это позволило вычислить объемную "локальную" поврежденность на разном удалении от центра взрыва и определить размеры опасной зоны микроповрежденности высокомодульных кристаллов, существование которой до последнего времени никем и не предполагалось и размеры которой в несколько раз больше традиционной, хорошо известной зоны трещинообразования в породе.

Представляется, что эти данные могут послужить основой при разработке физически обоснованной методики определения истинных размеров опасной зоны микроповреждаемости при взрывном способе добычи ценного кристаллосырья.

Заключение и основные результаты.

Итак, с помощью современных методов физического эксперимента проведено систематическое исследование поведения целого ряда композиционных материалов как на уровне анализа такой интегральной характеристики процесса разрушения как температурно-силовая зависимость долговечности, так и на уровне анализа последовательности "элементарных" актов - разрывов армирующих волокон .

Исследование показало, что разрыв высокомодульного волокна в относительно пластичной матрице представляет собой своеобразный микровзрыв , в результате которого обладающая определенной кинетической энергией трещина с околосвуковой скоростью врезается в низкоимпульсную матрицу. В случае хорошей

адгезии в последней начинает развиваться микро (мезо) -трещина , которая на большей части кривой деформирования ВКМ тормозится и тем быстрее, чем выше её диссипативные свойства. В процессе замедления и увеличения её раскрытия рождается пластическая зона, которая относительно скорости упругих волн развивается медленнее. При достижении соседнего волокна и обхвате его на длине $l \approx 2l_{кр}$ возможен коррелированный разрыв, если этот участок соседнего волокна в соответствии с распределением по прочности не оказался достаточно сильным. По мере деформирования выбывают слабые волокна, выравнивается распределение напряжений, но увеличивается общий уровень энергии упругой деформации в композите. В этой ситуации становится возможным процесс коррелированных микроразрушений - разрывов волокон. Для композита на основе волокон с широким распределением по прочности подобный процесс в силу уменьшения эффективного модуля упругости может привести к частичной разгрузке этой локальной области и, соответственно, к замедлению процесса коррелированных микроразрушений, но при этом спровоцировать аналогичный процес в соседнем объеме. Если скорость деформирования невелика, а распределение волокон по прочности достаточно широкое, то может иметь место неоднократное зарождение потенциального очага разрушения и возвращение процесса в начальную область. Но по мере деформирования происходит исчерпание энергоемкости - срабатывание всех возможных каналов диссипации энергии упругой деформации, освобождаемой при очередном разрыве волокна и, что наиболее важно, растет общий уровень накопленной энергии. Релаксационный процесс задерживает превращение микроразрушений в макрокатастрофу, увеличивает долговечность в условиях крипа и предельную нагрузку при активном деформировании, отодвигает во времени формирование предельного состояния, по достижении которого разрушение происходит по законам механики. В итоге, в предельном состоянии разрыв даже одиночного волокна (в любом месте независимо от степени накопленной поврежденности) , как показывает эксперимент, может оказаться критическим и привести композит к макроразрушению вследствие превышения энерговыделения над диссипативной способностью материала.

Полученные результаты существенно расширяют представление о развитии процесса коррелированных микроразрушений , что, как представляется , дает основание рассматривать их как принципиально новые, физически обоснованные , базисные элементы микромеханики разрушения однонаправленных ВКМ.

Следует отметить, что результаты наших первых опытов по моделированию “элементарного” акта инициировали в [7] проведение анализа устойчивости микротрещины в развитие динамической задачи [8]. Показано, что учет начальной скорости $\dot{a}_0 > 0$, начальной кинетической энергии окружающих участков тела $T_0 = k' \rho \sigma^2 a_0^2 \dot{a}_0^2 / 2E^2$ и освобождаемой латентной энергии $\gamma_F \sim 2Gb^2 \rho_D^{1/2}$, на величину которой уменьшается затрачиваемая работа 2γ при образовании открытой поверхности, приводит к существенному снижению оценочных значений размеров гриффитсовой трещины a_G , особенно в очень неоднородном материале, когда поправка γ_F может достичь близких к γ значений. Поскольку начальные

динамические условия для старта трещины (образующейся вследствие разрыва волокна) в матрице в пределах разброса волокон по прочности одинаковые (амплитуда $A \approx \text{const}$), то вероятность превращения “элементарной” микротрещины в “графитовую” растет по мере деформации композитной системы, в которой практически единственно изменяющейся (упрочняющейся) является материал матрицы.

Факт обнаружения влияния диссипативных свойств матрицы на развитие микро-(мезо)нарушений сплошности повлиял на изменение подхода к разработке (синтезу) новых полимеров для работы их в качестве матриц в ВКМ при высоких температурах. Дело в том, что в соответствии с моделями [1,2], а именно они определяли “идеологию” работоспособности ВКМ в 60-80 гг., в расчет принимались только упругие свойства компонентов и адгезия матрицы к волокну. Переход к высоким рабочим температурам представлялся возможным на основе уже существовавших термостойких полимеров (например, полиимидов) с хорошими упругими свойствами, которые однако не смогли успешно работать именно как матрицы несмотря на хорошие адгезионные свойства к армирующим волокнам. Именно с выяснения механизма зарождения и развития нарушений сплошности вследствие разрыва армирующих волокон в ИВС’е РАН с середины 80-х и в течение 90-х гг. активно и успешно [9] проводились работы по созданию специальных матриц с оптимальным соотношением упругих и диссипативных свойств в широком диапазоне температур. Направленное конструирование диссипативных свойств материала в межволоконном пространстве возможно также путем включения дополнительных “низкомодульных” волокон, что сейчас используется преимущественно для регулирования упругих свойств.

Основные результаты сводятся к следующему:

1. Экспериментально установлено существование релаксационного механизма перераспределения локальных напряжений и его ведущая роль в процессе коррелированного разрыва волокон при деформировании однонаправленных волокнистых композиционных материалов.
2. Макроразрыв однонаправленных ВКМ в результате появления очередного единичного дефекта может происходить на той стадии нагружения, когда вследствие исчерпания диссипативной способности материала и накопления в нем латентной энергии освобождаемая при разрыве волокна большая энергия упругой деформации не может быть поглощена
3. Оценку прочности (предельное состояние) однонаправленного композита на основе модели Цвебена можно и следует делать с учетом не средних параметров распределения прочности волокон $F(\sigma)$ в целом, а параметров части распределения за вычетом слабых значений, реализуемых на стадии рассеянного накопления разрывов волокон. Вследствие наличия релаксационных процессов коэффициент концентрации напряжений (k) на волокне, соседнем с разорванным, принимает минимальное значение (для А1-В при 20°C $k \rightarrow 1,05$), в противоположность расчету по законам упругости ($k=1,33$). С повышением температуры коэффициент концентрации напряжений $k \rightarrow \equiv 1$.
4. При разработке технологии щадящего взрывания для определения потенциально

опасной зоны микроповрежденности необходимо принимать во внимание уровень деформаций конкретных кристаллов, а не только среднюю прочность породы на отрыв.

5. Показано, что под действием внешних факторов (температура, нагрузка, влажность и т.п.) и особенно их циклических изменений происходит деградация свойств границы раздела <кварц-эпоксиакрилат>, что приводит к снижению прочности и работоспособности этих световодных волокон.

Основные выводы.

Разрыв высокомодульного армирующего волокна в ВКМ имеет своим непреложным следствием сложное взаимодействие освобождаемой энергии упругой деформации и энерго-диссипативных свойств ближайшего окружения.

Релаксационный характер перераспределения локальных напряжений является определяющим элементом в процессе коррелированного развития микроразрушений, что позволяет целенаправленно конструировать диссипативные свойства материала межволоконного пространства.

ЦИТИРУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Розен Б. Прочность и жесткость волокнистых композиционных материалов. / В кн.: Современные КМ. -М., "Мир", 1970, с.141-158.
2. Zweben C. The strength of notched and damaged composites.// J.C.Mater. v. 3, 1969, p.713
3. Тамуж В.П. и др., В кн.: Разрушение конструкций из композитных материалов.- Рига, Зинатне, 1986, с. 19-70
4. Matthewson M.J.,Kurkjian C. Environmental effects on the static fatigue of silica optical fiber. // J.Am.Ceram. Soc., v.71, N3, 1988, pp.177-183.
5. Юдин В.Е., Лексовский А.М. и др. Влияние диссипативных свойств связующего на процесс разрушения углепластиков.// МКМ, 1986, N6, с.1021-1028
6. Tishkin A.P., Gubanova G.N., Leksowski A.M., Yudin V.E. AE data on delayed processes in the vicinity of defects in fibre-reinforced plastics. // J.M.S., v.29, 1994, pp. 632.-639.
- 7.Кривободров В.С., Орлов А.Н., Начальные стадии эволюции микротрещин.// ЖТФ, 1985, т.55, в.8, с. 1677-1679.
8. Mott N.F. Fracture of metals: some theoretical considerations.–Engineering. // 1948, v.165, N 4275, p.16
9. Юдин В.Е. Вязкоупругость полимерной матрицы и разрушение теплостойких волокнистых композитов./ Автореф. докт. дисс., ИВС РАН, С-Петербург, 2000, - 42 с.

Основные результаты опубликованы в следующих работах :

1. Регель В.Р., Лексовский А.М., Абдуманонов А., Габараева А.Д. Изучение кинетики разрушения композиционных материалов // Тезисы докл. 1V Всесоюзн. конференции по КМ. М., 1978.
-

2. Регель В.Р., Лексовский А.М., Абдуманонов А., Орлов Л.Г. Некоторые вопросы изучения кинетики разрушения адгезионных соединений в композитах.//В кн.: Всес. сем. по физике прочности КМ. Л. 1978, с. 107-123.
 3. Абдуманонов А., Лексовский А.М., Регель В.Р. К вопросу о кинетическом правиле смесей для прогнозирования долговечности волокнистых металлических композитов.// В кн.: Физика прочности КМ. Л., 1979, с.165-171.
 4. Лексовский А.М., Ахунов Р.М., Абдуманонов А., Азимов Ш.Ш., Тишкин А.П., Регель В.Р. Акустическая эмиссия при разрушении композита алюминий- бор.// В кн.: Физика прочности КМ. Л., 1979, с.256-259.
 5. Лексовский А.М., Абдуманонов А. Некоторые вопросы фрактографии волокнистых композитов.// Физ.хим. обр. материалов 1982, N5, с.103-108.
 6. Абдуманонов А., Усмонов Г. Экспериментальное моделирование локальных катастроф в изучении механизма разрушения гетерогенных материалов.//Тез. докл. конф. мол. уч. ЛГПИ. Ленинабад, 1982, с.93-94.
 7. Абдуманонов А., Бобоназаров Х., Султонов У. Кинетические параметры разрушения некоторых ВКМ и горных пород.// Тез. докл. V Всесоюзн. конф. по механике полимерных и КМ. Рига, 1983, с. 4.
 8. Лексовский А.М., Абдуманонов А., Ахунов Р.М., Нарзуллаев Г.Х., Тишкин А.П. Влияние освобождаемой энергии упругой деформации разрываемых волокон и энергоемкости системы на развитие разрушение КМ. // Механика композиционных материалов. 1984, N6, с.1004-1006.
 9. Усманов Г., Абдуманонов А. Акустическая эмиссия полимерной системы с дисперсными частицами.// Тезисы докл. конф. мол. уч. Таджикистана. Ленинабад, 1987, с.50-51.
 10. Абдуманонов А., Нарзуллаев Г.Х., Лексовский А.М. К вопросу об эффекте динамической перегрузки при разрыве армир-х волокон в КМ// В кн.: Механизмы поврежд.и прочность гетер. мат-в. Л., 1985, с.114-116.
 11. Каримов С.Н., Султонов У., Абдуманонов А., и др. Методика испытания ВС в широком интервале температур и влажности.// Матер. конф. Структура и свойства материалов.ч.1, Новокузнецк, 1988, с.183-184.
 12. Каримов С.Н., Султонов У., Абдуманонов А. Изучение долговечности волоконных световодов.// там же с.178-179.
 13. Кузиев М., Султонов У., Абдуманонов А., Шамсидинов М. Влияние термоциклирование на прочность световодов. // Матер. респ. конф. мол. ученых (секция физики), Ленинабад, 1990, с.55-59.
 14. Каримов С.Н., Султонов У., Бобоназаров Х., Абдуманонов А. Влияние влажности на долговечность кварцполимерных волокон.//Тез. докл. 2-й Всесоюзн. конф. Пробл. физики прочн. и пластич. Душанбе, 1990, с.101.
 15. Абдуманонов А., Эргашева Ш. Температурно-временные зависимости прочности многокомпонентных волокнистых композитов.// В кн. Прочность и разрушения гетерогенных материалов. Л., 1990, с.166-173..
 16. Каримов С.Н., Султонов У., Бобоназаров Х., Абдуманонов А. Исследование разрушения кварцполимерных волокон //Тез. докл. 23-го Всесоюзн. семин. Акт. проблемы прочности, Ленинабад, 1990, с.23.
-

17. Шамсиддинов М., Абдуманонов А., и др. Долговечность ВС при совместном действии механического напряжения и переменной темпер-ы. //Мат. респ. конф. мол. уч. Таджикистана. Курган-Тюбе, 1991, с.81
 18. Шамсиддинов М., Султонов У., Абдуманонов А., Бобоназаров Х. Влияние масштабного фактора на прочность и долговечность кварцполимерных световодов // там же с.83.
 19. Абдуманонов А. О роли границы раздела волокно-матрица на прочность и долговечность бороалюминия.// там же с.135.
 20. Каримов С.Н., Султонов У., Абдуманонов А., Шамсиддинов М. Прочность и долговечность световодов под действием температуры и влажности //Актуальные вопросы физики., ХГУ, Худжанд, 1992, с.13-19.
 21. Абдуманонов А., Абдусафоева М. Влияние условия отверждения на адгезионной прочности контакта железо-бетон. // там же с.25-32.
 22. Абдуманонов А., Абдусафоева М., Насриддинова Дж. Стабильность структуры и кинетика разрушения бороволокон.// там же с.33-39.
 23. Каримов С.Н., Куксенко В.С., Султонов У., Абдуманонов А., Шамсиддинов М. Прочность и долговечность световодных волокон.// ДАН Республики Таджикистан, 1992, том 35, N9-10, с.421- 424.

 24. Каримов С.Н., Куксенко В.С., Султонов У., Абдуманонов А., Бобоназаров Х. Долговечность ВС с учетом масштабного фактора.// ДАН Республики Таджикистан, 1993, т.36, N2, с. 98-102.
 25. Каримов С.Н., Куксенко В.С., Султонов У., Абдуманонов А., Шамсиддинов М. Влияние влажности на прочность и долговечность световодных волокон.// ДАН Респ. Таджикистан 1993, том36, N1, с.28-31.
 26. Тишкин А.П., Абдуманонов А., Лексовский А.М. Множественное дробление волокон в композите Al-B по механизме релаксационного перераспределения локальных напряжений.//Письма в ЖТФ, т.21, вып 15, (8), 1995, с.10-14.
 27. Лексовский А.М., Боровиков В.А., Бозоров Н.С., Абдуманонов А. Обнаружение микротрещин в образцах горных пород с помощью люминесцентной микроскопии.//Письма в ЖТФ, т.22, вып.3,(2),1996, с. 6-8.
 28. Абдуманонов А. О природе процесса множественного дробления волокон в КМ.//Тез. докл. Международн. конф. Физ.- хим. основы получения и исследования полупроводниковых и КМ. Куляб, 1995, с.18.
 29. Абдуманонов А., Бозоров Н.С., Низомова З. К вопросу о структурной прочности бороволокон.// там же с.16-17.
 30. Leksovskii A.M., Borovikov V.A., Bosorov N.S. and Abdumanonov A. Observetion of microcracks in rocks by means of luminescence microscopy // Tech. Phys. Lett. v.22 (8), 1996, pp.93-94.
 31. Абдуманонов А., Лексовский А.М., Тишкин А.П. Механизм процесса множественного дробления волокон в композитах.// Ученые записки Худжандского госуниверситета, Худжанд 1997, N 1, с. 11-17
 32. Абдуманонов А., Бозоров Н.С. Бобоев Ш. Влияния размера наполнителя на стабильность прочности и размера композиционного бетона при термо-влажоциклир-е.// Вестн.ТГУ Душанбе,1998, №6, с.28-33.
-

33. Абдуманонов А., Лексовский А.М., Тишкин А.П. АЭ характеристики процесса задержанного дробления волокон в КМ. // Ученые записки Худжандского университета, Худжанд, 1998, № 2, с. 10-15.
34. Куксенко В.С., Султонов У., Абдуманонов А., Шамсидинов М., Каримов С.Н. Прочность и долговечность световодных волокон.// Письма в ЖТФ, 1993, т.19, вып2 с.51-54.
35. Leksovskii A.M., Tishkin A.P. and Abdumanonov A. Acoustic Emission characterization of fracture of fibre reinforced materials. //Proc.13-th Intern. Acoustic Emission. Progress in AE . (Nara, Japan, November 27-30, 1996) The Japanese Society for NDI, 1996, pp. 34-40.
36. Лексовский А.М., Абдуманонов А., Бозоров Н.С., Боровиков В.А., Емельянов Ю.А. Синани А.Б. Некоторые аспекты микромеханики разрушения горных пород при взрыве. // Тр. Междун. сем. Акт. пробл. пр. им В.А. Лихачева т.2, ч.2 Новгород, 1997, с.397-401.
37. Абдуманонов А. Влияние термо-влажоциклирование на стабильность размера и прочность композита.//Ученые записки ХГУ им. Б.Гафурова N 3, 2001, с.5-14
38. Абдуманонов А., Лексовская Н.П., Шамсиддинов М.И. и др. Исследование термоокислительной деструкции эпксиакрилата методом ИК- спектроскопии. // Ученые записки ХГУ им. Б.Гафурова, N3, 2001, с.68-72.
39. Лексовский А.М., Абдуманонов А., Бозоров Н.С. и др. К вопросу о микромеханике повреждений горных пород при взрыв //Wspolczesna ceramika wybrane technologie i metody badan. Warszawa, 1998, pp.189-195.
-