

Ceskoslovenská akademie věd
Slovenská akadémia vied

**1-ая КОНФЕРЕНЦИЯ
ПО МЕХАНИКЕ**

СБОРНИК ДОКЛАДОВ



**1st CONFERENCE
ON MECHANICS**

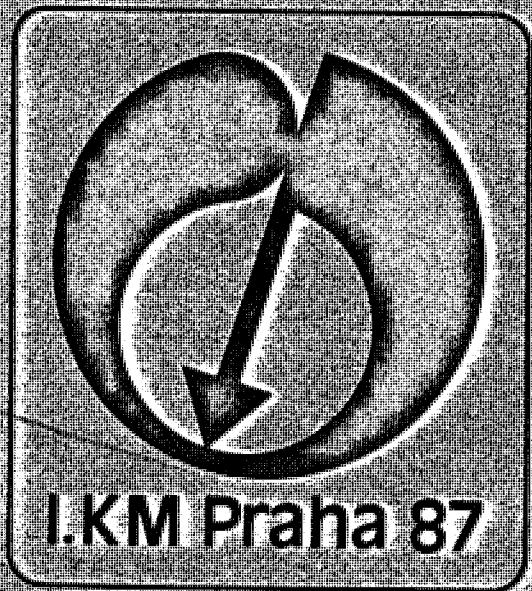
**PROCEEDINGS
TOM 1 VOLUME**

Praha 1987

Československá akademie věd
Slovenská akadémia vied

1-ая КОНФЕРЕНЦИЯ
ПО МЕХАНИКЕ

СБОРНИК ДОКЛАДОВ



1st CONFERENCE
ON MECHANICS

PROCEEDINGS
TOM 1 VOLUME

Praha 1987

**СБОРНИК ДОКЛАДОВ 1 КОНФЕРЕНЦИИ
ПО МЕХАНИКЕ**

**Результаты научных исследований и достижения
многостороннего научного сотрудничества
Академий наук социалистических стран**

Прага, 29.06.—03.07.1987 г.

**Под редакцией академиков
Ярослава Немца и Рудольфа Скруцаного**

**Чехословацкая академия наук
Словацкая академия наук**

Прага — Братислава, 1987 г.

**PROCEEDINGS OF THE 1st CONFERENCE
ON MECHANICS**

**Results and Prospects of Joint Research in the Academy
of Sciences of Socialist Countries**

Praha, 29.06.—03.07.1987

**Edited by: Academician Jaroslav Němec
Academician Rudolf Skrúcaný**

**Czechoslovak Academy of Sciences
Slovak Academy of Sciences**

Prague — Bratislava, 1987

ПРОЧНОСТЬ И ПОВЕДЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗРУШЕНИИ STRENGTH AND BEHAVIOUR OF MATERIALS AT FRACTURE

Р. А. Бараш

Институт теоретической и прикладной механики ЧСАН, Прага

ВВЕДЕНИЕ

В связи с растущей потребностью предикции и повышения срока службы конструкций повышенный интерес в механике материалов начинает уделяться прочности и поведению материалов при разрушении. До настоящего времени много сделано в области расчета прочности и описания поведения вплоть до разрушения относительно простых, однородных или квазигомогенных систем, а также некоторых простых систем (например, полимерной матрицы с параллельными однонаправленными волокнами).

Теоретический прогноз прочности на излом случайно расположенных многофазных систем или систем со сложной геометрической конфигурацией составляющих является, однако, намного сложнее и до настоящего времени полностью не выяснен. Различные теории, которых очень много^{x/}, очевидно в связи с недостаточной уясненностью и сложностью проблематики, не рассматриваются в настоящем сообщении. Для понимания свойств материала важнее уяснить механизм деформации, механизм разрушения и завершения разрушения, чем абсолютную величину прочности, которую, пока не будет выведена общая теория энергии на основе статистических характеристик составляющих материала, все равно нельзя надежно определить (даже для однородных материалов).

Основные затруднения связаны со сложностью характеристики напряжений в неоднородном теле (концентрация напряжений, влияние контракции при напряженном состоянии), с влияниями "родового" напряжения и зависимости состояния напряжения от всей истории материала и технологии его приготовления, с неясностью вокруг критериев разрушения, влияниями температуры, влажности, окружающей среды, усталости, ошибок и начальных микродефектов и т.д.

^{x/} Исчерпывающей работой в области разрушения и прочности материалов (до начала 70-ых годов) является издание в 7 томах /1/, в котором один том посвящен композитным материалам. Вопросы разрушения пластических материалов или композитов с пластической фазой подробно занимается у нас /2/. Краткий обзор подходов к оценке прочности указан в /3/, некоторые общие вопросы разрушения композитов рассматриваются в /4/.

Сосредоточимся на качественной оценке прочности и поведения при разрушении, приняв ее в качестве основы для общего представления о проблематике /5/. При описании неоднородных материалов в общем необходимо учитывать структурность как своеобразное физическое и химическое явление (сопровождающееся с такой важной переменной, как внутренняя поверхность), а также предполагать наличие дефектов в теле. Поэтому слишком мало смысла заниматься микромеханическими подходами (основанными на теории континуума с идеальным репрезентативным элементом), которые не могут выполнить указанные условия. Удовлетворительными могут быть только подходы механики макрорегетерогенных систем и механики разрушения, основанные на факте, что для оценки полезности материала решающим фактором является его способность сопротивляться структурным повреждениям и что определение такого повреждения, иными словами, уменьшение полезности материала или пределов израсходования энергетического потенциала материала имеет более общий характер, чем решение состояния напряжения и деформации данного тела.

1. СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ

Синтетическую теорию прочности до настоящего времени разработать не удалось; само определение разрушения до сих пор спорное, и тем более сложным является определение предельного состояния прочности системы. Сверх того, не существует материала, который бы не имел перед любым напряжением в структуре дефекты, поэтому даже исходное состояние исследуемого объекта нельзя точно описать. Воспринимаемая нагрузка вызывает расширение первоначальных дефектов, инициацию дальнейших повреждений, их накопление и постепенное распространение вплоть до потери механической несущей способности. Разрушение является поэтому статистическим и нестационарным явлением; его возникновение зависит в большей степени от местных условий структуры и распространение дефекта (возрастание трещины) происходит скачками, которые зависят как от структурных барьеров распространения дефекта, так и от неоднородности распределения накопленной энергии. В этом процесс разрушения различный для каждого типа материала.

Для разработки статистической теории прочности был выполнен ряд опытов, основанных на предположке, что число опасных дефектов является функцией объема образца и площади поверхности /6/ и опасность разрушения пропорциональна напряжению и объему; это отношение зависит, однако, в большой степени от способа производства, перемещения, ухода после производства и пр., поэтому маловероятно, что какая-либо общая теория данного рода может распространяться на все материалы. Тем не менее можно усмотреть определенные общие закономерности, например, возникновение областей с пластической деформацией или большой нелинейностью деформаций, или же микродефектами перед корнем трещины, а также зависимость распространения трещины от межфазовых условий (ватухание, ответвление, взаимодействие трещин).

Для интерпретации процесса разрушения применяется детерминистский подход к самому описанию его отдельных проявлений, как например, формулировка степени деформации и модуля деформации /7/, влияние начального напряженного состояния на процесс разрушения, роль поверхностных слоев и поверхностных напряжений при распространении трещины и роль внутренней поверхности вообще, причем все это интегрируется в статистическом анализе. Для любого критерия разрушения необходимо, однако, исследовать среднее свойство (например, прочность), но и его статистическое распределение и достижение его минимального значения для заранее установленной вероятности (например, 5 %) (рис. 1).

Основная концепция теории повреждений /7, 8, 9/ ориентируется на установление наличия дефектов во всем объеме континуума с тем, что только их накопление до определенного объема приводит к разрушению: результирующая прочность является функцией количества дефектов системы.

Механика излома, напротив, занимается только механикой трещины (1, 10); она основана на теории хрупкой трещины Гриффита /11/, по которой трещина не будет устойчивой при данном напряжении, если уменьшение упру-

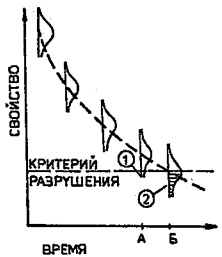


Рис. 1 Критерий разрушения на основе статистического распределения свойства и предварительно установленного квантиля
 А - время до разрушения с учетом статистического распределения свойства
 Б - время до разрушения с учетом среднего свойства
 1 - допустимая часть (напр. 5 %) неудовлетв.
 2 - недопустимая часть неудовлетв.

гой энергии, возникающее в результате падения напряжения под влиянием распространения трещины, находится в равновесии с увеличением энергии, необходимой для образования новой поверхности /12, 13/.

Важным выводом теории Гриффита является то, что прочность на излом - статическая величина и зависит от вероятности, что для данного прикладываемого напряжения ошибка достаточной величины уже присутствует. Большое рассеяние прочности, наблюдаемое, например, в керамических или полимерных материалах, является, таким образом, исходным свойством материала (но не связано, к примеру, с вариациями экспериментальных результатов).

Характер разрушения композитов в большой мере зависит от характера матрицы, которая определяется удельной общей энергией излома, указанной по /14/ в таблице 1.

Таблица 1: Удельная общая энергия излома различных матриц

Материал матрицы	Удельная общая энергия излома	Характер матрицы
силикаты	$0,5 - 4 \cdot 10^1 \text{ Дж.м}^{-2}$	хрупкая
реактопласты	$1 - 3 \cdot 10^2 \text{ Дж.м}^{-2}$	хрупкая
термопласты	$2 - 4 \cdot 10^3 \text{ Дж.м}^{-2}$	вязкая
металлы и сплавы	$0,1 - 14 \cdot 10^4 \text{ Дж.м}^{-2}$	вязкая

Качественным вкладом в механику излома являются теории раскрытия корня трещины и, главным образом, введение динамики процесса в теорию разрушения, т.е. эффекта упругих волн напряжения и деформаций (включая собственное напряжение), барьеров распространения трещин и изменений внутренней энергии системы.

Большое влияние на прочность оказывают поры (присутствующие в композитах почти всегда) в связи с тем, что они не только редуцируют полезную площадь сечения, передающего нагрузку, и воздействуют как концентраторы напряжения, ведущие к редукации прочности при растяжении, но и вследствие дисперсионного рассеяния дефектов и торможения прямого распространения трещин приводят к повышению вязкости и усталостной прочности.

Распространение дефекта от кавитационного образования, представленного порами (например, у композитов, армированных волокнами), можно описать также теорией Гриффита; условия возникновения и последующего возрастания такой трещины, однако, недостаточно объяснены, хотя расчеты концентрации напряжения вокруг одного кругового отверстия известны /15/. Был выведен ряд эмпирических формул для определения влияния пор на прочность материала, например /16, 17, 12/.

Замена сферических пор эллиптическими ведет к теории хрупкого жесткого тела Гриффита, в рамках которой для получения выражения для прочности на излом можно применить, например, решение Инглиса /12/ по распределению напряжения вокруг дисковой эллиптической трещины.

В материалах, состоящих из нескольких фаз, как например, цементобетон, механизм разрушения и распада усложняется не только сложностью структур, наличием гидратационных пор, усадочных пор и микротрещин, наличием в термодинамическом отношении различных фаз (жестких, жидкостных и газовых), но и перемещением во времени структурой основной матрицы, у которой гидратация проходит во времени практически без ограничения. Как видно по рис. 2, трещины в бетоне могут возникнуть или инициироваться на границе заполнителя - цементного вяжущего или в цементном вяжущем (щебень), или же в матрице раствора и частицах заполнителя в зависи-



Рис. 2 а - Диаграмма структуры раствора (А - частицы песка, В - цементный гель и негидратированный цемент)
 б - Диаграмма структуры бетона (А - частицы крупного щебня, В - раствор, В - усадочные трещины, воздушные или водяные раковины)
 в - Диаграмма границы раздела между цементным вяжущим и частицами заполнителя (А - затвердевшее цементное вяжущее, В - воздушный пузырь, В - частицы щебня или песка)

мости от относительной прочности в этих трех областях.

При нагрузке бетона возникают внутренние микродефекты (микротрещины), которые вызывают необратимые изменения внутренней структуры бетона; энергия диссипируется в форме тепла, механических вибраций и образования новых поверхностей. Видимые дефекты (на поверхности) возникают при 80 до 90 % прочности, микродефекты при более низких напряжениях можно установить при помощи различных косвенных методов (звуковая эмиссия, скорость ультразвуковых импульсов) или путем точного измерения деформаций в различных направлениях.

Для объяснения и описания механизма разрушения бетона был разработан ряд структурных моделей, например, модель, составленная из случайно ориентированных элементов, которые разрушались скалыванием в одном направлении /18/ по рис. 3, или же модель, составленная из шаров с кубическим расположением, соединенных тонкими стержнями (вертикальные, горизонтальные и диагональные элементы) /19/ по рис. 4, а также модель из 4 одинаковых частей, окруженных матрицей раствора /20/ в плоскости (рис. 5) или же 6 частей /21/ в пространстве (рис. 6), далее, модель Навратила (рис. 7), которая благодаря введению внутренней поверхности может постигнуть поведение бетона при разрушении наиболее полно и с учетом внешней среды /22/.

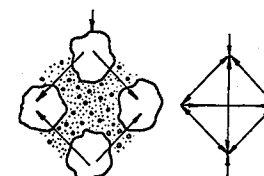
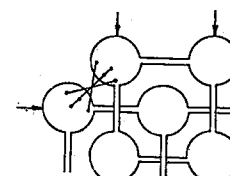
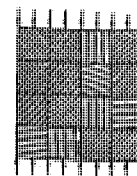


Рис. 3 Структурная модель бетона - рис. 3 - по Брандтаегу /18/, рис. 4 - по Райниусу /19/, рис. 5 - по Бекеру /20/

Рис. 6 - по Бекеру /20/ в плоскости (рис. 5) или же 6 частей /21/ в пространстве (рис. 6), далее, модель Навратила (рис. 7), которая благодаря введению внутренней поверхности может постигнуть поведение бетона при разрушении наиболее полно и с учетом внешней среды /22/.

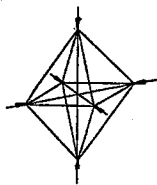


Рис. 6

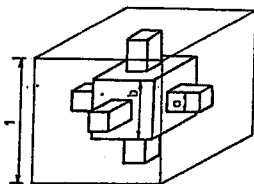


Рис. 7

Рис. 6 Модель бетона по Ансоффу /21/ (пространственная решетка)

Рис. 7 Структурная модель бетона по Навратилу /22/

Все теории распространения трещин и разрушения бетона также основаны на теории Гриффита и характеризуются одинаковыми недостатками (предположка упругости и гомогенной связанности, постоянного модуля упругости и постоянной удельной поверхностной энергии).

У систем с жесткими заполнителями в более податливой матрице (например, с реактопластами) прогноз поведения сложный. Добавление жесткого заполнителя в более податливую матрицу хотя и сопровождается повышением жесткости, которое можно установить приблизительно, но влияние на остальные механические свойства (главным образом, на вязкость и прочность) до настоящего времени недостаточно выяснено. Проблема усложняется в основном тем, что термопластические матрицы реагируют выравненно вязкоэластически. По этой причине напряженное состояние в микрообъеме не обусловлено только геометрией и эластическими постоянными, но и сложными процессами релаксации напряжений, зависящими от времени, температуры и напряжений. Очевидно, что жесткая составляющая будет иметь в композите иной эффект ниже температуры стеклования матрицы (T_g) по сравнению с эффектом выше этой температуры. У полукристаллических матриц (полиолефины, полиамиды, полиоксиметилен) ситуацию усложняет различная реакция аморфной и упорядоченной фаз полимера.

По мере возрастания скорости деформации у этих систем понижается значение вязкоэластических процессов матрицы, в то время как по мере возрастания времени относительно низкой нагрузки повышается значение "барьера" (местного предельного напряжения или деформации в микрообъеме), выше которого медленный процесс повреждения опасно повышает дефектность составной структуры. В обоих случаях важную роль играет спектр времени релаксации напряжений полимерной матрицы /23, 24/.

Первый процесс "повреждения" матрицы (диссипацией энергии) наступает при весьма низкой величине деформации растяжения (около 0,1%), но может, однако, произойти упрочнение. При дальнейшем повышении напряжения возрастает эластическая энергия в микрообъеме, что приводит к мгновенному образованию крейзов, статистически распределяемых в напряженном объеме. Крейзы представляют собой предопределители излома и от их концентрации и стабильности (связанной с геометрией составной структуры) и спектром времени релаксации матрицы) зависит полезная прочность /25, 26/.

При разрушении расширению трещины предшествует образование крейзов; разрушение проходит поэтому через крейзы, а не через компактный материал. Образование крейзов разрешает диссипацию энергии (прочность тела при этом понижается) и зависит от молекулярного веса, температуры, частоты и среды. Область образования крейзов возрастает по мере возрастания нагрузки (или числа циклов), но с понижением скорости по мере увеличения длины крейзов. При наступлении определенных критических условий трещина мгновенно расширяется через всю область крейзов и останавливается на ее вершине (растрескивание сопровождается слышимыми звуками - рис. 8). Крейзы растут в течение первых 10% своей жизни примерно до 80% своей окончательной длины, примерно в течение 80% времени прирост незначительный и в последние 10% времени наступает опять ускоренный рост. В средней части жизни крейза имеется метастабильное равновесие между ориентацией фибрилл (деформационное упрочнение) и увеличением пор (деформационное умяг-

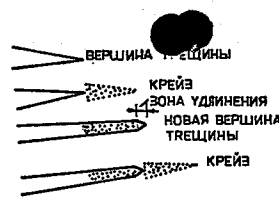


Рис. 8 Процесс прерывистого возрастания трещины

чем случае к преобладанию микротрещин) над развитием эластической деформации. Типичным результатом этого эффекта является, например, повышение температуры мягчения путем введения заполнителя в изотактический полипропилен /27/.

Предполагаю, что существует полная (или нулевая) когезия между матрицей и заполнителем (на которой основаны все теории, описывающие поведение при деформации и прочность этих систем), выполняется для большинства термопластов только в редких случаях, хотя очень мало известно о действительной прочности в когезии; это является в настоящее время одним из главных недостатков в области полимеров с заполнителями. При их изготовлении обычно не предпринимается никаких шагов для обеспечения связи между фазами и заполнитель механически вводится в полимерную смесь. Улучшение свойств, которого можно было бы, например, достигнуть путем лучшей смачиваемости заполнителя полимером (а вследствие этого и когезионной прочности), остается неиспользованным.

2. ВЯЗКОСТЬ

Практическая вязкость определяется всегда расходом поступающей механической энергии на процессы, которые в общем не приводят к излому, или же которые (с точки зрения времени воздействия силы) отдают малом полезное время. Относительно хрупкий характер многих полимеров, особенно с заполнителями, обусловил ряд экспериментов по увеличению управляемым методом их вязкости без ухудшения других свойств, как прочность, модуль упругости и температура размягчения. Простая пластификация не всегда достаточна. В конце 40-х годов возникла идея повысить вязкость жесткой трицы (полистирол, SAN) путем вкладывания более податливых дискретных стид. С тех пор подобная концепция применялась для многих других полимеров (термопластов и реактопластов) либо классическим методом введения каучуковой фазы (например, ШП, ПХВ), или путем создания "сплавов" хрупких и вязких полимеров (например, ППО-ХИПС, ПЦ-АВС). Подобные опыты производятся и для других хрупких матриц, например, минеральных.

Существует ряд теорий, объясняющих поведение этих систем, но они обычно касаются только материала, для которого были разработаны. Например, в модифицированном полистироле по /28/ вместо быстрого распространения трещины (как в чистом полимере вплоть до полного разрушения с низким расходом энергии) возникает множество малых трещин на поверхности и вблизи поверхности каучуковых частиц, возрастание и соединение которых предотвращается интерференцией полей напряжения вокруг них (рис. 9). Трещины распространяются перпендикулярно к направлению напряжения, пока их вершины не перекрываются, с этого момента меняется распределение напряжений, на вершине трещины образуется напряжение при растяжении, перпендикулярное к действующему напряжению, и части материала между перекрывающимися концами трещин (обозначено двойным штрихом на рис. 9) ведут себя как изгибаемые балки. Относительно длинные и тонкие балки могут значительно изогнуться, прежде чем на их краях возникнет предельная деформация, вследствие чего и общая деформация материала перед разрушением будет больше

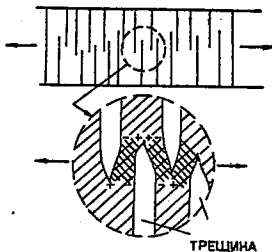


Рис. 9 Схема трещин, возникающих при деформации растяжения в высоковязком полистироле (+ растяжение, - сжатие) /71/

части (наивысшая точка рабочей диаграммы, в техническом смысле, следовательно, прочность при разрыве) полимера, модифицированного каучуком, достигается при удлинении, равном предельному удлинению чистого полимера, и при напряжении, равном прочности полимера, умноженной на его объемную долю (рис. 10). На пределе или около предела текучести при растяжении



Рис. 10

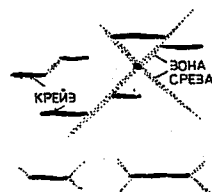


Рис. 11

полимер белеет. После беления на пределе текучести дальнейшее растяжение сопровождается понижением плотности, которое может составлять 7 - 8 % /29/. Это показывает, что дальнейшая ползуучесть связана с разрушением вблизи поверхности каучуковых частей, что было также установлено путем микроскопических исследований /29, 30/.

Проведенные за последние 10 лет работы, например /32/, кажется, уже ясно доказали, что концентрация напряжений при растяжении на границе каучуковой частицы и матрицы (рис. 10) ведет к комбинации образования крэйвов и ползуучести в матрице. Вследствие этого разрушение значительно распространяется и в большом объеме выделяется большое количество энергии. Кроме того, рост малых крэйвов /31/ тормозится вследствие их взаимодействия между собой и с зонами среза (рис. 11) и каучуковые частицы сами могут действовать как ограничители крэйвов. Другая возможность состоит в том, что наличие низкомолекулярной каучуковой фазы может - в результате уменьшения способности передачи напряжения в направлении толщины сечения - улучшить неблагоприятное состояние напряжения в матрице и повысить от-

носительную роль диссипации энергии на срезе. В любом случае основную роль в вязкости и в этом играет реакция матрицы; деформация самого каучука способствует этому незначительно. Вязкость зависит от концентрации каучуковой фазы, величины частиц, межфазовой когезии и свойств каучуковой фазы при очень быстрой деформации. Образование крэйвов как реакция на напряжение при растяжении (по отношению к ползуучести) тем больше, чем больше скорость деформации и чем крупнее размеры частиц каучуковой фазы. По мере возрастания объемной доли каучуковой фазы понижается модуль и возрастает крэйв, по мере роста напряжения повышается влияние крэйвов по сравнению с влиянием среза на крэйв. Максимальную вязкость обычно можно получить при величине частиц около 1 мкм, хотя оптимальный диаметр может быть менее 0,1 мкм в зависимости от крэйвового поведения основного полимера. Главное, чтобы величина частиц обеспечила оптимальную совместимость со стеклянными полимером для достижения необходимой адгезии между фазами.

Вязкость термопластов с наполнителями основана на двойном механизме /26, 33/: эластичности матрицы и расхода энергии для пластической деформации микрораздела и для крэйвов или микротрещин, неспособных распространяться далее. Первый механизм действует при высоких температурах и его эффект понижается по мере понижения объемной доли матрицы. Вторым механизмом действует при низких температурах (особенно значительно ниже T_g) и его эффект возрастает по мере роста доли наполнителя. Здесь проявляется эквивалентность времени и температуры.

Обеспечение повышенной вязкости посредством механизма крэйвов вблизи диспергированных податливых частиц в настоящее время распространилось также на термопласты с наполнителями. Действие крэйвов, необходимое для повышения вязкости, обеспечивается тем, что частицы наполнителя микронных размеров имеют оболочку из соответствующего органического податливого слоя. Проблемы заключаются в контроле степени дисперсии и открытым вопросам остается оптимальный размер частиц диспергированной фазы, а также толщина податливой оболочки, которые обеспечили бы при максимальном повышении вязкости минимальное уменьшение прочности и остальных необходимых свойств (например, модуля упругости).

Резиновые частицы действуют как абсорберы энергии, но также и как концентраторы напряжения (с приблизительно удвоенным напряжением на экваторе частицы). Предел текучести (наивысшая точка рабочей диаграммы, в техническом смысле, следовательно, прочность при разрыве) полимера, модифицированного каучуком, достигается при удлинении, равном предельному удлинению чистого полимера, и при напряжении, равном прочности полимера, умноженной на его объемную долю (рис. 10). На пределе или около предела текучести при растяжении

Рис. 10 Концентрация напряжений в НПС, вычисленная по уравнению Годье, вблизи экватора изолированной каучуковой частицы и в полистироле при одноосном растяжении /32/

Рис. 11 Схема, показывающая взаимодействие крэйвов между собой и с зонами среза, по микротографиям различных авторов /35/

носительную роль диссипации энергии на срезе. В любом случае основную роль в вязкости и в этом играет реакция матрицы; деформация самого каучука способствует этому незначительно. Вязкость зависит от концентрации каучуковой фазы, величины частиц, межфазовой когезии и свойств каучуковой фазы при очень быстрой деформации. Образование крэйвов как реакция на напряжение при растяжении (по отношению к ползуучести) тем больше, чем больше скорость деформации и чем крупнее размеры частиц каучуковой фазы. По мере возрастания объемной доли каучуковой фазы понижается модуль и возрастает крэйв, по мере роста напряжения повышается влияние крэйвов по сравнению с влиянием среза на крэйв. Максимальную вязкость обычно можно получить при величине частиц около 1 мкм, хотя оптимальный диаметр может быть менее 0,1 мкм в зависимости от крэйвового поведения основного полимера. Главное, чтобы величина частиц обеспечила оптимальную совместимость со стеклянными полимером для достижения необходимой адгезии между фазами.

Вязкость термопластов с наполнителями основана на двойном механизме /26, 33/: эластичности матрицы и расхода энергии для пластической деформации микрораздела и для крэйвов или микротрещин, неспособных распространяться далее. Первый механизм действует при высоких температурах и его эффект понижается по мере понижения объемной доли матрицы. Вторым механизмом действует при низких температурах (особенно значительно ниже T_g) и его эффект возрастает по мере роста доли наполнителя. Здесь проявляется эквивалентность времени и температуры.

Обеспечение повышенной вязкости посредством механизма крэйвов вблизи диспергированных податливых частиц в настоящее время распространилось также на термопласты с наполнителями. Действие крэйвов, необходимое для повышения вязкости, обеспечивается тем, что частицы наполнителя микронных размеров имеют оболочку из соответствующего органического податливого слоя. Проблемы заключаются в контроле степени дисперсии и открытым вопросам остается оптимальный размер частиц диспергированной фазы, а также толщина податливой оболочки, которые обеспечили бы при максимальном повышении вязкости минимальное уменьшение прочности и остальных необходимых свойств (например, модуля упругости).

3. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ

Некоторые вязкие пластические материалы (как, например, термопластические полимеры, модифицированные каучуком), несмотря на хорошее поведение при статической нагрузке, являются чувствительными к повторной нагрузке (например, пульсирование давления в трубах из пластоможет преждевременно вызвать хрупкое разрушение при весьма низкой нагрузке). Равная при статической нагрузке и при нагрузке повторной существует определенная комбинация реакций на крэйвы и на срез; тем не менее опыты показывают, что механизм крэйвов является часто доминирующим в распространении усталостных трещин. Если, однако, для усталостного разрушения решающим является воздействие гистерезисного нагрева или, например, матрица частично вязкая (ПХВ), то важную роль может играть и реакция на срез. Тем не менее представляется, что возникновение крэйвов также при циклической нагрузке (тел без надреза) играет важнейшую роль, как показано на рис. 1 /34/. Видны прогрессирующие изменения при следующих циклах (с достаточным высоким напряжением, которое индуцировало бы ползуучесть и беление): полимер показывает большее размягчение и большую площадь гистерезиса. Возникает вторичный, более низкий предел текучести, величина которого по мере повторения циклов понижается. Образование крэйвов связано с верхним пределом текучести, ползуучесть с нижним /35/. Относительно значительный возврат, наступающий после разгрузки, связан с "завиванием" крэйвов, которые, следовательно, касаются не только пластических деформаций, но и обратимых вязко-упругих деформаций.

При повторении циклов повышается температура тем больше, чем больше является амплитуда прилагаемого напряжения. По рис. 13 видно, что циклическая тяговая нагрузка в одинаковом времени намного неблагоприятнее, чем статическая тяговая нагрузка. При больших напряжениях наступает

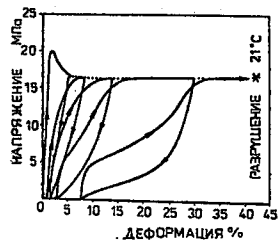


Рис. 12 Поведение NIPS при циклическом напряжении; петли гистерезиса под влиянием крейзов, объем которых во время циклической нагрузки увеличивается /34/

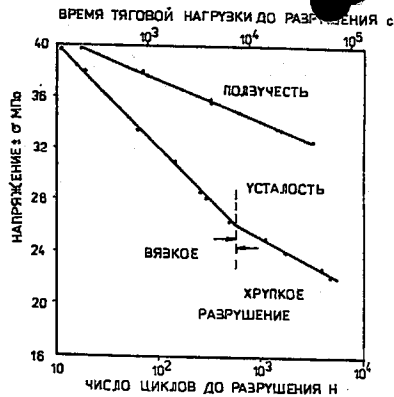


Рис. 13 Сравнение зависимости $\sigma - N$ при переменной нагрузке с крипом для ABS /72/. Масштаб крипового разрушения эквивалентный масштабу циклов нагрузки с учетом времени тяговой нагрузки

вязкое разрушение (развитие внутренних трещин), при низких напряжениях - хрупкое разрушение (возникает на поверхности).

Все приведенные и другие экспериментальные результаты свидетельствуют о важности изучения деформационного размягчения и гистерезисного нагрева тел, у которых отсутствуют надрезы или имеются весьма незначительные дефекты. Вывод таков, что добавление каучука в полимеры уменьшает усталостный срок службы модифицированных систем, поэтому их более высокую вязкость можно использовать при повторной или переменной нагрузке только короткое время.

Тела с надрезом имеют несколько иное поведение, хотя вязкость при статической и динамической нагрузке также повышается при добавлении каучуковой фазы. Гистерезисный нагрев наступает только на вершине трещины, что может вести к локализованной поллучести и увеличению радиуса вершины трещины; тела с надрезом чувствительны к частоте нагрузки (так же, как полимеры, немодифицированные каучуком).

Коротко обобщив известные данные об усталости этих систем, можем констатировать, что на усталостную реакцию вязких (модифицированных) пластов более всего влияет высокий уровень микростатического затухания по сравнению с немодифицированной матрицей. Если объем материала, подвергшийся циклической нагрузке, велик (у тел без надреза, особенно при высоких частотах и нагрузках), то разрушение наступает скорее в результате значительного размягчения под влиянием гистерезисного нагрева (рис. 14).

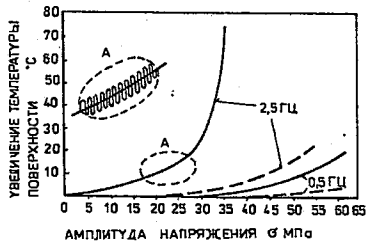


Рис. 14 Возрастание температуры РММА при повторной нагрузке на изгиб /73/. Температура фактически не возрастает плавно, а колеблется вокруг средней величины под влиянием термоэластического эффекта

— без охлаждения --- с охлаждением

Если разрушаемая площадь мала (у тел с надрезами), то для некоторых материалов местный нагрев может быть выгодным, поскольку он вызывает затупление трещины. Для других материалов и тел с надрезами, напротив, разрушаемая зона может быть настолько большой, что возникающий нагрев значительный и размягчение матрицы поддерживает распространение трещины.

Очень мало было сделано в области усталости композитных материалов с заполнителями с жесткой (немодифицированной) матрицей и большая часть публикаций касалась зубной или костной замазки. Большей частью ни прочность при растяжении, ни вязкость не достигают свойств самого полимера или в крайнем случае незначительно выше /37/. Вязкость и усталостная прочность таких материалов, как оказалось, существенно зависят от технологии производства, которую затруднительно оптимизировать при нормальных рабочих условиях. Отдельные испытания на усталость (например, нейлон 6 со стеклянным или кварцевым заполнителями, нейлон 66 с глиняным заполнителем, эпоксид со стеклянным заполнителем) шариками /35/ показали, что динамическая реакция остается приблизительно постоянной почти вплоть до разрушения, пока гистерезисный нагревом не уменьшается модуль.

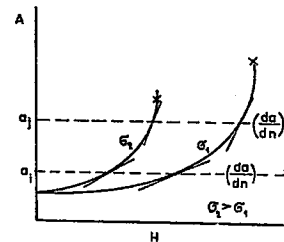


Рис. 15 Зависимость длины трещины от числа циклов нагрузки. Скорость возрастания усталостной трещины увеличивается по мере роста напряжения и длины трещины /74/

Рост усталостных трещин происходит /39/ по так называемой формуле Париса:

$$\frac{da}{dn} = A \Delta K^n$$

где $\frac{da}{dn}$ - скорость возрастания усталостной трещины (см. рис. 15),

ΔK - диапазон фактора интенсивности напряжения

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$$

$$K = \gamma \sigma a^{1/2}$$

где γ - геометрический фактор $\phi\left(\frac{a}{V}\right)$, если v - ширина элемента и $2a$ - длина трещины (в направлении ширины элемента),

$\sigma = P/t.v$ - верхний (σ_{\max}) или нижний (σ_{\min}) предел напряжения, если

t - толщина элемента. На наклон кривой развития усталостной трещины влияет структура отвержденного композита: образцы, уплотненные так, что в них остались только микропоры, имели меньшую сопротивляемость к распространению трещин, чем образцы, уплотненные с жидкостью, у которых жидкостная фаза способствовала повышению вязкости, вызванной микропористой фазой. Подробный анализ позднее показал, что существует несколько причин торможения трещин: разветвление фронта трещины жесткими частицами, более низкая скорость роста трещины в матрице (под влиянием неполимеризации) и изгибание фронта трещины под действием нуклеации микротрещин на краях пор.

Очевидно, что требуется проведение широких исследований композитных материалов с заполнителями-частицами, так как свойства излома зависят

весьма сложным образом от взаимодействия между заполнителем и матрицей и существует много возможных механизмов, повышающих вязкость.

Были также предприняты некоторые многообещающие шаги по улучшению поведения композита путем модификации межфазовых связей /40, 41/. Концепция, утверждающая, что иономерные связи на границе могут быть выгодными, полностью согласуется с существующими представлениями о взаимодействии кислоты - основание между составляющими в композите /42, 43/. В любом случае следует отдавать предпочтение всем исследованиям межповерхностных свойств, которые имеют элементарную и практическую важность для успешного создания вязких и прочных композитов 1-го типа.

Если высокомолекулярная диспергированная фаза переходит от сферической формы к удлиненной, то под влиянием заполнителя без изменения классификации композита (1-ый тип) происходит значительное повышение жесткости и прочности. Наибольший эффект в направлении напряжения достигается путем введения направленных непрерывных волокон, в направленных, отличных от направления напряжения, введения случайно ориентированных коротких волокон или различно ориентированных слоев в слоистый пластик.

Таблица 2: Факторы, влияющие на работу излома /45/

Вид работы	Происхождение	Способ диссипации энергии
внутренняя работа волокон	- хрупкий излом волокон - хрупкий изгиб при удлинении - вязкий излом волокон	- вложенная упругая энергия - пластический поток во время изгиба - пластический поток и сужение
работа границы раздела	- разница в деформации при растяжении поперек границы - удлинение волокон	- фрикционное проскальзывание или пластический сдвиг в матрице - " - "
работа границы раздела и матрицы	- растрескивание (деление) матрицы параллельно волокнам	- поверхностная энергия матрицы и связующая энергия волокна - матрица
внутренняя работа матрицы	- разрушение матрицы	- поверхностная энергия матрицы и пластический поток

Статическому и усталостному поведению волокнистых композитов было уделено много внимания, хотя, в основном, в экспериментальных и эмпирических исследованиях. Причины недостатка основных комплексных исследований волокнистых композитов следующие:

- критерии разрушения весьма различаются; хотя разрушение прогрессирующее, в течение многих циклов нагрузки может сохраняться физическая целостность /44/;
- при разрушении волокон, матрицы и границы раздела проходит много независимых процессов (см. табл. 2); процессы, проходящие в полимере, обусловлены изменением состояния под действием гистерезисного нагрева и зависят от времени поведения;
- характер разрушения поэтому сложный /46/ и зависит от вида нагрузки, относительной ориентации напряжения и оси арматуры, перекрытия полей напряжения, концентрации напряжений в плоскости слоев и перпендикулярно к ним, наличия и характера дефектов;
- понятие трещины следует определить вновь и в некоторых случаях подвергнуть пересмотру традиционный подход механики излома /46/;
- хотя вязкость излома уменьшается при циклической нагрузке, но возникновение определенной комбинации отдельных процессов излома с определенным расположением волокон может вести к затуплению трещин, поэтому вязкость может увеличиться, особенно в отношении усталостного срока службы /46,47/

Постоянно возрастает интерес к материалам, комбинируемым из коротких волокон (от 30 до 300 мм длины) и термопластической или терморективной матрицы, так как их можно изготовлять высокопрогрессивными методами (формование инъектированием, давлением, техника экструзии) так же, как и сами полимеры /48/. Чаще всего применяется волокнистая арматура из стекла, графитизированного угля и минералов (асбест), иногда гибридная (стекло/уголь); расширяется комбинация длинных и коротких волокон или волокнистых и отдельных частиц /48/.

Хотя известно, что максимальное улучшение жесткости и прочности наступает при ориентации непрерывных волокон в направлении напряжения, но для коэффициента формы $l/d > \sim 60$ и короткие волокна могут быть нагружены до их максимально возможного напряжения, если они ориентированы в одном направлении. В практике обычно применяется условие $l/d > 150$, поэтому такие волокна могут почти в полном объеме заменить непрерывные волокна по способности передавать нагрузку от матрицы. Однако в практике возникает всегда определенная анизотропия и свойства зависят от средней степени ориентации волокон по отношению к оси нагрузки (по мере возрастания числа волокон под углом $> 0^\circ$ и возрастания угла свойства излома все в большей мере зависят от свойств матрицы и границы раздела).

Эксперименты доказали, что усталостный срок служб (при низкой частоте 3 Гц) увеличивается по мере роста коэффициента формы до ~ 200 , дальнейшее возрастание l/d имеет уже малый эффект (рис. 16) /49/. При напряжении под углом 45° к направлению волокон всегда наступает разрушение границы раздела и хрупкий излом в матрице.

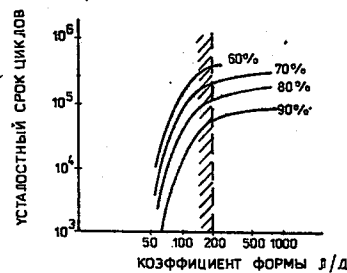


Рис. 16 Зависимость числа циклов для достижения усталостного срока службы от коэффициента формы для напряжений 60, 70, 80, 90 % прочности для композита с эпоксидными и борными волокнами 1 : 1 объема /49/; усталостный срок службы определяется числом циклов, необходимым для получения 20 %-ного уменьшения модуля упругости при частоте 3 Гц



Рис. 17 Зависимость усталостного срока службы (до разрушения) от напряжения высококристаллического полимера (политетрафторэтилена) при частоте 30 Гц и возрастание температуры во время циклической нагрузки /75/

Образец	Напряжение МПа	Циклов	Температура $^\circ\text{C}$
A	10,3	2.10^3	100
B	9,0	4.10^3	115
C	8,3	$6.1.10^3$	125
D	7,6	$9.5.10^3$	130
E	6,9	$1.9.10^4$	141
F	6,3	10^4	60

При более высоких частотах гистерезисный нагрев становится важным (или решающим) фактором в усталостном сроке службы (рис. 17). Возникновение тепла во время циклической нагрузки может иметь два эффекта: уменьшение модуля Юнга и сопровождающееся уменьшение эффективной длины волокна и вследствие этого увеличение критического коэффициента формы l/d /50, 51/. В некоторых случаях волокна могут способствовать уменьшению

гистерезисного нагрева (например, если они имеют повышенную теплопроводность).

Во всех исследованных случаях дефект начался разрушением в зоне стыка, но дальнейшее развитие трещины было весьма различным (в зависимости от вида матрицы). Например, трещины быстро распространялись в полистирол, но не в нейлон или полиэтилен /52/. Причина первичного разрушения в зоне стыка состоит в том, что где-либо в композите всегда существует внутреннее напряжение (например, вследствие охлаждения от температуры отверждения), которое указывает на напряжение при растяжении на контакте. Применение вязкого всегда улучшает усталостный срок службы (хотя оптимальная величина прочности границы раздела неизвестна) /50/.

Из испытаний полиэфирного слоистого пластика, армированного рогожей из стекложгутов /53/, вытекает последовательность событий во время разрушения: потеря когезии, растрескивание матрицы и, наконец, разделение. Эти три стадии можно наблюдать и при повторной нагрузке, что показано на рис. 18 /54/; разрушение наступает уже при напряжении, которое представляет

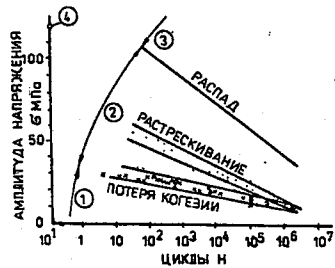


Рис. 18 Диаграмма напряжения - число циклов, показывающее различные стадии разрушения в полиэфирном слоистом пластике с рогожей из стекложгутов. Напряжение повторяется после полной разгрузки с частотой 1,67 Гц, 20 °С, 40-42 % НВ /54/. Эта зависимость, однако, ничего не говорит об инициации и распространении трещин, ползучести, возникновении и расширении трещины, или же о сохранении, освобождении и диссипации энергии
1 - возникновение дефекта, 2 - развитие дефекта, 3 - разрушение, 4 - среднестатистическая прочность

малую долю прочности; волокна, лежащие поперечно по отношению к оси напряжения, являются местом начала (инициации) потери когезии. В случае сильной межфазовой адгезии потеря когезии не является, однако, доминирующей; вместо этого матрица как будто бы радиально растягивается вокруг волокон подобным образом, как при возникновении крейзов. Далее приобретает важность вытягивание волокон из матрицы.

Армирование короткими волокнами приводит почти всегда к значительному улучшению усталостной прочности; при этом армирование угольными волокнами, которые имеют в три раза большую жесткость и в 10 раз высшую теплопроводность, чем стеклянные волокна, намного эффективнее. Одной из главных причин является, очевидно, уменьшение гистерезисного нагрева при данной частоте и нагрузке (рис. 19). Угольные волокна выгодны также для

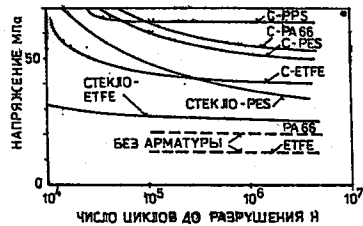


Рис. 19 Зависимость напряжения до разрушения от числа циклов для различных термопластов, армированных стеклянными или угольными волокнами в 30 % веса /76/. PP5 - полифениленсульфид (до настоящего времени наилучшие результаты), PES - термопластический полиэфир, ETFE - этилентетрафторэтилен сополимер, PA 66 - полиамид 66

протетических материалов, так как они совместимы с живой тканью. Механизм излома, однако, в различных системах, армированных короткими волок-

нами, и при различных уровнях напряжения имеет существенные различия, поэтому при любых обобщениях усталостной реакции материала в композитах следует соблюдать большую осторожность и уделять большое внимание не только различию составляющих, но и различию ошибок, вводимых в композит во время его производства. Например, изделия, изготовленные методом инжектирования (с преимущественной ориентацией), имеют нелинейное и вязкое поведение, причем при повторной нагрузке вязкость повышается вследствие гистерезисного нагрева. Изделия, формованные давлением, имеют линейную рабочую диаграмму, их хрупкое разрушение вызывается усталостной трещиной. Образцы с коротким сроком службы разрушаются вследствие возрастания усталостной трещины радиально около волокон и относительно хрупким способом. Образцы с длительным сроком службы имеют более вязкое разрушение и сильную адгезию волокон и матрицы.

Некоторые работы, например /55, 56/, о влиянии различных волокон на развитие усталостных трещин, проведенные с нейлоном со случайно расположенными (20 % объема) угольными, полиамидными или смешанными (1 : 1) волокнами, показали, что стойкость к развитию усталостных трещин полиамидной системы значительно выше, чем угольной, что она приблизительно одинакова у гибридной системы (с одинаковой концентрацией обоих волокон, т.е. при приблизительно одинаковом модуле, как у полиамидной системы), вследствие чего гибридная система лучше, чем угольная, что у гибридного композита она выше, если он насыщен водой (8,3 %) или имеет равновесную влажность (2,8 %), и что чувствительность скорости распространения усталостных трещин к среднему напряжению увеличивается по мере роста модуля Дуга. Механизм разрушения подобный вышеописанному: сперва возникла значительная ползучесть матрицы и адгезионного слоя, особенно в случае угольных волокон. В полиамидной системе усталостное разрушение проявилось сперва потерей когезии волокон, которая была направлена перпендикулярно к действующему напряжению. Потеря когезии продолжалась после этого у волокон, расположенных под меньшим углом к оси напряжения, вплоть до возникновения трещин в самих волокнах. У угольных волокон сверх того происходило растяжение смолы в направлении напряжения под воздействием большой величины межфазовой адгезии.

Было уже сказано, что наибольшее улучшение свойств достигается путем применения непрерывных волокон; наряду с применением непрерывных волокон в некоторых случаях может оказаться выгодной их комбинация с короткими волокнами. В результате достигается прежде всего повышение модуля и прочности матрицы. Это выгодно при использовании стеклянных непрерывных волокон, в то время как в композите с борными волокнами (с высоким модулем) повышение модуля матрицы дает малый эффект (повышение поперечной жесткости, которое достигается удвоением модуля матрицы, проще обеспечить армированием несколькими волокнами поперек). Добавление коротких волокон имеет больший эффект, если непрерывные волокна находятся дальше друг от друга, не менее на 20 мкм вместо обычных 2 мкм.

В большинстве случаев для матрицы применяются термореактивные смолы в связи с их более высоким модулем и размерной устойчивостью при высоких температурах; эти преимущества, однако, сопровождаются недостатками, как например, меньшая вязкость излома и усталостная прочность по сравнению с термопластами. Основные принципы разрушения, указанные для композитов с разрывными волокнами, действительно также для непрерывных волокон. В слоистых пластике возникают дополнительные осложнения, вызванные взаимодействием отдельных слоев и сложным взаимодействием между полем напряжений и разрушаемой зоной /46/. Напряжения при сжатии, изгибе и сдвиге всегда существенно ограничивают срок службы композита, так как вызывают искривление, потерю когезии, расслоение и растрескивание матрицы (в зависимости от ориентации волокон по отношению к направлению напряжения). Вид волокон также играет важную роль; угольные и борные волокна эффективнее, чем стеклянные как в связи с более высокой теплопроводностью (с чем связано уменьшение гистерезисного нагрева при повторной нагрузке), так и в силу меньшей деформации матрицы при данном напряжении (под влиянием большего модуля, например, у угольного слоистого пластика порядка 500 ГПа -

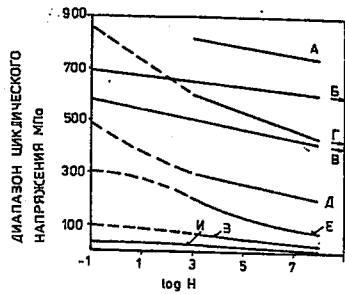


Рис. 20 Приблизительное сравнение усталостного поведения некоторых армированных пластов. Величины с левой стороны показывают статическую прочность /77/
 А - слоистый пластик с эпоксидными и борными волокнами, 10 слоев $0 \pm 45^\circ$, осевое тяговое напряжение
 В - полиэфир, армированный однонаправленными углеродными волокнами ($V_f = 0,40$), осевое тяговое напряжение
 В - то же, как В, изгибающее напряжение
 Г - слоистый пластик с эпоксидными и углеродными волокнами, 18 слоев $0 \pm 30^\circ$, осевое тяговое напряжение
 Д - то же, как Г, осевое напряжение сжатия
 Е - слоистый пластик с полиэфирно-стеклянной тканью, осевое напряжение растяжения - сжатие
 З - слоистый пластик с полиэфирно-стеклянной рогожей, осевое напряжение растяжения - сжатие
 И - полиэфир с короткими волокнами ($V_f = 0,12$), осевое напряжение растяжения - сжатие

Хотя композиты со стеклянными и, особенно, углеродными волокнами имеют однозначно большую стойкость к циклической нагрузке, чем, например, алюминиевые сплавы, необходимо при проектировании учитывать специфические различия между углеродным композитом и металлом, особенно чувствительность композита к низкоциклической усталости при сжатии /57/.

Как в стеклянных, так и углеродных слоистых пластиках сразу же в начале усталостного срока службы (в первой половине цикла нагрузки) происходит местное разрушение при низких напряжениях /58, 59, 60, 61/. Это разрушение может, но не всегда, отразиться в значительном изменении поведения в зависимости от его объема и вида системы, и об его значении можно судить по тому, до какой меры изменяются механические свойства. Так как полное представление об усталостном процессе требует описания (характеристики) разрушения в течение всего усталостного срока службы и нахождения отношения разрушения к критическим свойствам, был разработан ряд методов для оценки повреждений композитов во время циклической нагрузки /61/. Из них наиболее эффективными представляются различные ультразвуковые методы, а также методы с применением акустической эмиссии, которые чувствительны к большим порам, трещинам и областям с потерей когезии, вскрывающей при разрушении волокон или других внезапных событиях в материале. Например, как показано на рис. 21, в отлично изготовленном композите

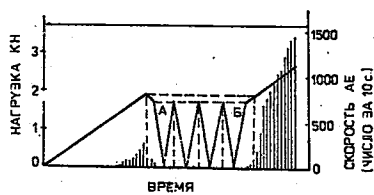


Рис. 21 Индикация местного микроразрушения при помощи акустической эмиссии при повторном напряжении хорошо изготовленного волокнистого композита /59/

произошло ли разрушение или нет, а какое значение имеет разрушение по отношению к долговременному поведению композита.

Подробное изучение осевого усталостного разрушения (микроструктурный анализ) однонаправленных стеклянных композитов (Е стекло-полиэфир) /62/ показало, что разрушение происходит в трех стадиях, характеризующихся также изменением модуля упругости и гистерезисной энергии. В первой стадии значительно понижается (до 60 %) модуль вплоть до стабильной (наиболее продолжительной) второй стадии; понижение вызвано развитием поверхностных ошибок волокон (после разрушения в первой половине цикла нагрузки). Третья стадия отвечает окончательной фазе усталостного срока службы в которой модуль быстро понижается. В первой стадии поверхностные ошибки волокон очевидно соединяются и ведут к разрушению стыка и к началу поперечного растрескивания матрицы. Во второй стадии, хотя модуль остается почти постоянным, энергия гистерезиса значительно увеличивается. В третьей стадии трещины матрицы соединяются, растрескиваются волокна и наступает расслоение поперек сечения тела. Тенденция развития отдельных типов трещин до катастрофического масштаба минимизирует многонаправленное расположение волокон.

При испытаниях на изгиб полиэфир, однонаправленно армированного углеродными волокнами, между заданными пределами деформации /63/ подтвердилось, что эффект циклической нагрузки (до 10^7 циклов) ниже определенной критической деформации (около 0,004) весьма малый. Сверх этой критической деформации изгибание волокон в сжимаемой области приводит к возникновению поперечных трещин и расслоению (или к развитию трещин параллельно с волокнами). Критерий разрушения /64/ в связи с этим основывался на предположении, что циклическая деформация должна превысить критическую величину, которая зависит от усталостных свойств матрицы.

При угле между прилагаемым напряжением и направлением волокон, отличающимся от нуля, матрица подвергается также деформации сдвига (сверх нормальной деформации) и эквивалентная деформация должна вычисляться с применением соответствующей теории деформации. В любом случае, однако, если циклическая деформация матрицы остается ниже максимальной величины (ϵ_{mc}), то срок службы композита существенно повышается. Эти результаты вновь подтверждают общепотребительность теории прочности, основанной на предельной деформации.

Так как нормальное рассеяние статической прочности композитных материалов часто повышается случайным накоплением дефектов, то целесообразно выразить остаточную прочность (которая понижается во время циклической нагрузки) статистическим методом. По /65, 66/ эту концепцию можно обосновать разумным предположением, что накопление дефектов во время циклической нагрузки вызывает уменьшение прочности, пока остаточная прочность и прилагаемое напряжение не станут равными (рис. 22). На усталостную

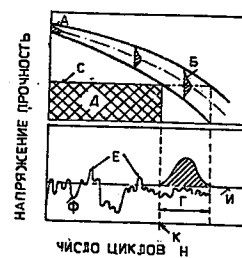


Рис. 22 Схема, показывающая проблемы проектирования композита со стеклянными волокнами при усталостной нагрузке /76, 78/
 А - предельная прочность при растяжении
 В - рассеяние остаточной прочности
 С - проектное напряжение
 Д - пределы безопасного проекта
 Е - случайная перегрузка
 Ф - кривая случайного напряжения
 Г - неопределенность срока службы
 И - предельное напряжение
 К - временной предел до первого возможного усталостного разрушения

прочность оказывает, однако, сильное влияние также воздействие среды: температура, влажность и т.д., равно как частота нагрузки. Температура может влиять на вязко-упругие состояния, вязкость излома, химическую

устойчивость и пр.; обычно, чем выше окружающая температура, тем больше разрушение. Усталостный срок службы также пропорционален первоначальной абсорбции воды в смоле матрицы. Также как на полимеры в компакте (см. рис. 14), частота нагрузки влияет и на композиты. Низкочастотные циклы приводят к более острому, менее рассеянному зонам разрушения, чем высокочастотные; с другой стороны, высокие частоты действуют неблагоприятно, если гистерезисный нагрев (в результате высокого внутреннего трения в смоле и низкой теплопроводности композита) достигает высокой величины и превышает благоприятное воздействие, проявляющееся "затуплением" повреждений (рис. 23). Под влиянием развития теплоты во время циклической нагрузки обычно не наступает асимптотическое приближение кривой $\sigma-N$ к определенной горизонтальной характеристике, не существует предел усталости (рис. 24).

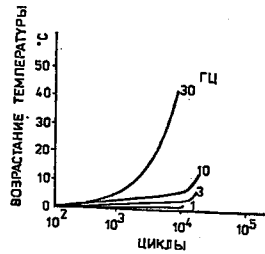


Рис. 23 Возрастание температуры слоистого пластика с эпоксидами волоконными - поперечное расположение слоев и центральное отверстие - при циклической нагрузке в 66 % средней статической прочности. Быстрый рост температуры связан с разрушением /79/

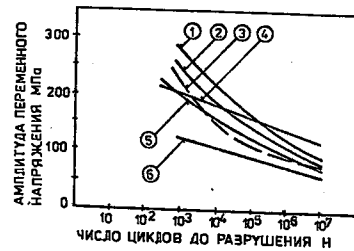


Рис. 24 Зависимость амплитуды напряжения от числа циклов до разрушения образцов слоистого пластика из стекляной ткани без надрезов /80/ и разных типов смолы (20 °C, 50 % KV, 900 ц/мин, нулевое среднее напряжение) /81/ 1 - фенол, 2 - теплоустойкий эпоксид, 3 - эпоксид, 4 - эпоксид, 5 - теплоустойкий полиэфир, 6 - силикон

Напряжения на границе раздела значительные /67/ и поэтому здесь часто возникает трещина, которая потом распространяется через остальную часть композита вплоть до полного разрушения /68/; при повторном напряжении после возникновения трещины на границе раздела образуется вакансия толщиной менее 0,05 мкм без существенного уменьшения мгновенной прочности /69/.

С другой стороны, возможность создания из двух хрупких материалов вязкой системы связана именно с наличием границы раздела между этими двумя материалами с различной прочностью и модулем. Так, как для вязкости однородного материала важно наличие слабых плоскостей разрыва /70/, так и для композита важно присутствие определенной плоскости (или области) более слабых свойств (или потенциального деления), перпендикулярной к плоскости распространения трещины. Разрушение границы раздела вызывает развитие вторичной трещины, которая препятствует развитию первичной трещины. Прочность и вязкость системы значительно повышается, если адгезионная прочность находится в когезионной прочности жесткой фазы в правильном соотношении, т.е. приблизительно $1/3 - 1/5$. Если адгезионная и когезионная прочности одинаковые, то хотя волокна будут еще изгибать трещину, но граница раздела, перпендикулярная к трещине, останется неповрежденной. Если когезия существенно меньше, чем когезионная прочность матрицы, то напряжения при растяжении, параллельные фронту трещины, легко выводят деление фаз перед трещиной.

Развитие вторичной трещины зависит от прочности границы раздела также от остаточных напряжений около промежуточной поверхности и от трещины излома промежуточной поверхности, которые могут полностью остановить первичную трещину или вызвать инициацию в другом месте.

Для композитных систем важным фактором является соединение, обычно играет решающую роль при проектировании и использовании композитов. Долговечность и качество соединения зависят в большой мере от обработки поверхности перед соединением (так же, как у однородных материалов) от технологии, окружающих условий и вида нагрузки. Для оценки соединения недостаточно статическая нагрузка, даже как качественный показатель. Частота и среды на различные соединения также различаются. Испытательные элементы необходимо подвергать нагрузке, типичной для реальных эксплуатационных условий, для получения обоснованных данных фактической долговечности соединения.

Литература

- 1/ Н. Liebowitz /ed./, Fracture Vols. I-VII, Academic Press, 1968-
- 2/ J. Nemeš, S.V. Serensen et col., Pevnost plastických hmot, SNTL Praha 1970;
- 3/ J. Javornický, Kompozitní materialy, Seminar CSSM-CSSM, Praha, 1981, a.26;
- 4/ J. Pluhar, V. Zilvar, Kompozitní materialy, SNTL, Praha, 1987;
- 5/ R.A. Bares, Kompozitní materialy, SNTL, Praha, 1987;
- 6/ W. Weinbull, Ing. Veteskaps Akad. Handl., 151.
- 7/ J. Janson, J. Hult, J. Mech. Appliquee, 1, 1977, s.69;
- 8/ Л.М. Качанов, Основы механики разрушения, Издат. Наука, Москва, 1974;
- 9/ Ju.N. Rabotnov, Mech. tver. tela, 2, 1967, No.36;
- 10/ J.F. Knott, Fundamentals of Fracture Mechanics, Butterworths, London, 1973;
- 11/ A.A. Griffith, Phil. Trans. Roy. Soc. London, 221, 1920, s. 163;
- 12/ A.A. Inglis, Proc. Inst. Naval Architects, 1913, s. 60;
- 13/ E. Orovan, Phys. Soc. Rep. Prog. Phys., 12, s. 186;
- 14/ M.O.W. Richardson /ed./, Polymer Engineering Composites, Appl. Science Publ. Ltd., London 1977;
- 15/ J.N. Goodier, J. Appl. Mech., 55, 1933, A-39;
- 16/ H. Ryskewitch, J. Am. Ceram. Soc., 36, 1953, s.65;
- 17/ K.K. Schiller, Mechanical properties of Non-crystalline brittle materials, Butterworths Sci. Publ., London, 1958;
- 18/ A. Branstzaeg, Det. Kgl. Norske, Vid. Sels. Skrifter, Trondheim, 1927, No.2;
- 19/ E. Rabinovitch, Betong, Stockholm, 40, 1955, s. 1;
- 20/ A.L.L. Baker, Mag. Concrete Res., 11, 1959, s. 119;
- 21/ M. Anson, Mag. Concrete Res., 16, 1964, s.73;
- 22/ R.A. Bares, J. Polymer Science, 20 /1985/, s.471-481;
- 23/ J. Hugo, Strojirenstvi 25, 1975, s.552;
- 24/ J. Hugo, Zprava SVUM Praha, 1975; 25/ J. Hugo et kol., Plasty a kaucuk, 16, 1979, s.268;
- 26/ J. Hugo, Zpravy SVUM Praha 1981, 1982;
- 27/ J. Hugo, Verstärkte Plastics, 9. wissenschaftliche Tagung, Berlin 1982;
- 28/ L.E. Nielsen, Mechanical properties of polymers, Rheinhold publ. Corp., New York, 1862, s. 132;
- 29/ E.H. Merz, C.C. Claver, M. Baer, J. Polymer Sci., 22, 1957, s. 325;
- 30/ J.A. Schnitt, H. Keskkula, J. Appl. Polymer Sci., 3, 1960, s. 132;
- 31/ P. Beakau, A. Thomas, M. Bevis, J. Mat. Sci., 11, 1976, s. 32;
- 32/ C.B. Bucknall, Toughened plastics, Appl. Sci. Publ., London, 1977;
- 33/ J. Hugo, M. Sova, Proc. Plastics in Material and Structural Engineering, Praha, 1981, s. 217;
- 34/ C.B. Bucknall, Brit. Plast., 84, 1967, s. 35/;
- 35/ R.P. Kambour, J. Polym. Sci. Macromol. Rec., 7, 1973, s.1;
- 36/ J. Barlow, D.R.G. Williams, J. Appl. Polym. Sci., 22, 1978, s.467;
- 37/ P.W.R. Beaumont, R.J. Young, Proc. Advances in Composite Materials, Paris, 1980, s.11;
- 38/ L.E. Nielsen, J. Composite Mater., 9, 1975, s.149;
- 39/ J. Lankford, W.J. Astleford, M.A. Asher, J. Mat. Sci., 11, 1976, s.432;
- 40/ J. Aoki, Res. Daijseto, 29, 1977, s.37;
- 41/ A. Grant, Brit. Polym. J., 10, 1976, s.242/;
- 42/ F.M. Fowkes, M. Mostafa, Ind. Eng. Chem. Prod. Res. Dev., 17, 1978, s.3;
- 43/ M.J. Marmo et kol., Ind. Eng. Chem. Prod. Res. Dev., 15, 1976, s.20;
- 44/ Chamis, in Fracture and Fatigue /ed. L.J. Broutman/, vol.3, Composite Materials, s.94, Academic Press, New York, 1974;
- 45/ M.R. Piggot, J. Mat. Sci., 9, 1974, s.494;
- 46/ M.L. Reifsnider, Int. J. Fracture, 1979, 47/;
- 47/ E. E. Gdoutos, in Fracture and Fatigue /ed. L.J. Broutman/, vol.5, Comp. Mat. chapt.3, Academic Press, New York, 1974;
- 48/ Modern Plastics Encyclopedia, Mc Graw

Hill, New York, 1978, s.124,172; 49/ L. Lavengoog, L.E.Gulbransen, Polym.Eng.Sci, 9, 1969, s.365; 50/ L. Cessua, J.A.Levens, J.B. Thompson, Polym.Eng.Sci. 9, 1969, s.339; 51/ J.W.Dally, L.J.Broutman, J.Comp. Mat. 1, 1967, s.424; 52/ J.W.Dally, D.H.Carrillo, Polym. Eng.Sci. 9, 1969, s.434; 53/ M.J.Owen, R.Dukes, J. Strain Anal. 2, 1967, s.272; 54/ M.J.Owen, T.H.Smith, R.Dukes, Plast.Polym. 37, 1969, s. 227; 55/ A.T.Di Benedetto, G.Salle, Tech.Rep. AMMRC 77-12,1977; 56/ P.Breti, R.W.Hetigerg, J.A.Manson, ACS Symposium Series,1979; 57/ D.Schutz, J.J.Gerharz, Composites 8, 1977, s.245; 58/ L.J.Broutman, S.Sahn, Ann.Tech.Conf.SPI, "2th Paper 11D,1969; 59/ M.Fuwa, B.Harris, A.R.Bunsell, J.Phys.D.Appl.Phys. 8, 1975, s.1460; 60/ J.J.Mc Garry, in Fundamental Aspects of Fibre Reinforced Plastics Composites, /ed. R.T.Schwarto, H.S.Schwarto, Wiley /Interscience/, New York, 1968, s.63; 61/ J.J.Nevadunsky, J.J.Lucas, M.J.Salkind, J. Composite Mat. 9, 1975, s.394; 62/ H.C.Kim, L.J.Ebert, J. Comp.Mat. 10,1978, s.139; 63/ C.K. Dharan, in Failure Modes in Composites II /ed.J.N.Fleck, R.L.Mehan/, The Metallurgical Soc.of AIME, New York, 1974, s.144;64/ C.K.H.Dharan, J. Mat.Sci. 10, 1975, 1965; 65/ J.C.Halpin, K.L.Jerina, T.A.Johnson, Tech.Rep.AFML TR-73-289, 1972; 66/ J.W.Hamer, H.T.Woodhams, Polym.Eng. Sci. 21, 1981, s.603; 67/ L.J.Broutman, SPI/19 RP Conf. 1964, 1/E; 68/ L.J.Broutman, Polym.Eng.and Sci. 6, 1966, s.263; 69/ L.J.Broutman, Proc. 19th Conf.SPI Reinforced Plastics Div., 1964, sec. 9-C; 70/ J.Cook, J.E.Gordin, Proc. Foy.Soc., 282 A, 1964, s.1391; 71/ H.A. Lanceley, J. Mann, C.Pogany, in Comp.Mat. /ed.L.Holliday/, Elsevier Publ.Co., Amsterdam, 1966, s.121; 72/ C.B.Bucknall, W.W.Stevens, in Toughening of Plastics, contr.24, Plastics and Rubber Inst., London, 1978; 73/ K.V.Gotham, Long term durability, chapt.4, Thermoplastics Properties and Design, ed. R.M.Ogorkiewith, J.Wiley et Sons, N.York, 1974; 74/ R.W.Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, J.Wiley et Sons, N.York, 1976; 75/ M.N.Riddel, G.P. Kov, J.L.O'Toole, Polymer Eng.Sci. 6, 1966, s.363; 76/ J.Theberge, B. Arkles, P.Robinson, Ind.Eng.Chem.Prod.Res.Dev. 15, 1976, s.100; 77/ B.Harris, Composites 8, 1977, s.214; 78/ S.M.Budd, J.Frankiewicz, Phys.Chem.Classes 2, 1961, s.111,115; 79/ C.T.Sun, V.S.Chan, ASTM STP 674, 1979, s.418; 80/ J.K.Lavis, F.E.Bartell, Anal.Chem.20, 1948, s.1182; 81/ K.H.Boller, Techn.Documentary Report No.ASD-TDR-63-768, 1965

ГИДРОМЕХАНИКА НЬЮТОНОВСКИХ ЖИДКОСТЕЙ HYDROMECHANICS OF NEWTONIAN LIQUIDS

А. Г. Цурев
Институт гидродинамики ЧСАН, Прага

В первой части этого доклада приводится краткое описание докладов по теме течения ньютоновских жидкостей.

Во второй части намечен прогноз развития гидромеханики ньютоновских жидкостей учитывающий развитие самой науки и исследований согласно требованиям народного хозяйства в ЧССР.

Коротко оценим вклад отдельных докладов, упорядоченных по темам.

В докладе "К взаимодействию ветрового волнения с морскими сооружениями" автор Массел из Польши рассматривает проблему волнения случайного волнения с волноломом и со сваями. Автор предлагает модификацию линейного давления включающую эффект вынужденных конструкций. Предлагаемая теория дает более точные результаты в области кинематических и динамических параметров течения в области волны. Работа содержит пример расчета средней величины дартного отклонения гидродинамического давления.

В работе "Эффект бесклапанного насоса вызванный колебаниями топливной пластины" автор Шмит из Польши обращает внимание на детальное исследование эффекта бесклапанного насоса. Оказавшись горизонтальная эластичная пластина, погруженная в слой жидкости на некотором расстоянии от дна, исполняющая вертикальное колебание, вызывает эффект соответствующий эффекту бесклапанного насоса. В решении предполагается, что жидкость вязкая между пластинами, в остальных областях считается невязкой. Течение в щели между пластинами одномерным, но в остальных областях считается потенциальным.

Авторы Вильде и Кавакевич из Польши в работе "Случайное волнение свай, вызываемое регулярным волнением" сравнивают экспериментальные результаты продольных и поперечных вибраций тонкого, жесткого стержня при действии продольных волн с теоретическим расчетом. В работе отмечается, что отношение Морисона удовлетворяет в большинстве случаев. В случае больших амплитуд поперечных вибраций теория оценивает величину амплитуды в продольном направлении. В случае случайной волновой нагрузки появляются компоненты со собственной частотой колебаний цилиндра. Эти компоненты находятся чаще в поперечном направлении. Появление этих компонент в продольном направлении можно объяснить нелинейностью отношения Морисона.

Авторы Шейнин и Калищева из Советского Союза в своей

Tridnošho

1. KM Vidre 1987

PEVNOST A CHOVÁNÍ MATERIÁLŮ PŘI PORUŠENÍ

Richard A. Bareš

Ú v o d

V souvislosti s rostoucí potřebou predikce a zvyšování životnosti konstrukcí dostává se do popředí zájmu mechaniky materiálů pevnost a chování materiálů při porušení, a to zejména v extrémních podmínkách prostředí. Dosud byl učiněn ^{20%} ~~značný~~ pokrok ve výpočtu pevnosti a popisu deformačního chování až do porušení relativně jednoduchých, homogenních nebo quasihomogenních systémů, příp. některých prostých heterogenních systémů /např. polymerní matrice s rovnoběžnými jednosměrnými vlákny/.

Teoretická předpověď lomové pevnosti náhodně uspořádaných mnohofázových systémů nebo systémů se složitou geometrickou konfigurací složek /je však daleko obtížnější a není dosud zcela vyjasněna. Pro pochopení vlastností materiálu je důležitější porozumění deformačnímu mechanismu, mechanismu porušování a totálního porušení

~~XX~~ než

absolutní hodnota pevnosti, kterou - dokud nebude odvozena obecná energetická teorie na základě statistických charakteristik složek materiálu - stejně nelze spolehlivě určit /a to ani u homogenních materiálů/.

Hlavní těžkosti, které vznikají, jsou spojeny

- se složitostí průběhu napětí v nehomogenním tělese /koncentrace napětí, vliv ^{frakce} ~~koncentrace~~ při namáhání/
- s vlivy "rodového" napětí a závislosti stavu napětí na celé historii materiálu a technologii jeho přípravy
- s nejistotou obklopující kritéria porušení, s vlivy teploty, vlhkosti, okolního prostředí, únavy, chyb a počátečních mikroporuch atd.

Podívejme se na některé kvalitativní aspekty pevnosti a chování při porušení, které mohou posloužit jako základ k vytvoření globálního obrazu problematiky. Při popisu nehomogenních materiálů je nezbytné vždy přihlídnout ke strukturnosti jako svébytnému fyzikálnímu a chemickému jevu/přinášející s sebou i takovou důležitou proměnnou, jako je vnitřní povrch/ a dále postulovat i přítomnost defektů v tělese. Proto má malý smysl zabývat se mikromechanickými přístupy /vycházejícími z teorie kontinua s ideálním reprezentačním prvkem/, které nemohou tyto požadavky splnit. Vyhovující mohou být pouze přístupy mechaniky makroheterogenních systémů a mechaniky porušení, vycházející ze skutečností, že pro hodnocení užitnosti materiálu je rozhodující jeho schopnost odolávat strukturnímu poškození a že určení takového poškození, resp. míry snížení užitnosti materiálu nebo rozsahu vyčerpání energetického potenciálu materiálu, je obecnější povahy než řešení stavu napětí a přetvoření daného tělesa.

Syntetickou teorií pevnosti se však dosud nepodařilo vypracovat ani pro statickou pevnost; sama definice porušení je dosud sporná a tím obtížnější je definice pevnostního mezního stavu systému. Navíc, neexistuje materiál, který by neměl ještě před jakýmkoli namáháním ve struktuře poruchy, takže již výchozí stav zkoumaného objektu nelze přesně popsat. Aplikované namáhání způsobuje potom rozšiřování prvotních /panenských/ poruch, iniciaci dalších poškození, jejich kumulaci a postupné šíření až k výsledné ztrátě mechanické únosnosti. Porušování je proto statistickým a nestacionárním jevem; jeho vznik závisí do značné míry od místních podmínek struktury/a šíření poruchy /růst trhliny/ se děje skoky, které jsou závislé jednak od strukturních bariér šíření poruchy, jednak od nehomogenity rozložení akumulované energie. Tím proces porušování je odlišný pro každý typ materiálu.

1 Pro jakékoli kritérium porušení je ovšem třeba sledovat nejen průměrnou vlastnost /např. pevnost/, ale i její statistické rozložení a dosažení její minimální hodnoty pro předem určenou pravděpodobnost /např. 5 %/

Obr. 1 Dosažení kritéria porušení na základě statistického rozložení vlastnosti a předem stanoveného kvantilu

a - čas do porušení při uvážení statistického rozdělení vlastnosti

b - čas do porušení při uvážení průměrné vlastnosti

Základní koncepce teorie poškození se orientuje na postižení výskytu vad v celém objemu kontinua s tím, že teprve jejich nahromadění do určitého rozsahu vede k porušení: výsledná pevnost je funkcí množství poruch systému.

trhliny Lomová mechanika se naproti tomu zabývá pouze mechanikou ~~trhliny) je založena na Griffithově teorii, křehké trhliny, podle níž trhlinka nebude stabilní při daném napětí, jestliže zmenšení pružné energie vznikající z úlevy napětí vlivem rozšíření trhliny je právě v rovnováze se zvětšením energie, která je potřebná k vytvoření nového povrchu.~~

Důležitý důsledek Griffithovy teorie je, že lomová pevnost je statistická veličina a závisí na pravděpodobnosti, že pro dané aplikované napětí je chyba dostatečné velikosti již přítomna. Velký rozptyl pevnosti, pozorovaný např. u keramických nebo polymerních materiálů, je tedy vstupní vlastnost materiálu /a není způsobena především variací experimentálních výsledků/.

Charakter porušování kompozitů je do značné míry závislý na charakteru matrice, definované měrnou celkovou lomovou energií, uvedenou v ^(tře) tabulce A.

Tab. 1 Měrná celková lomová energie různých matic

Kvalitativními přínosy k lomové mechanice jsou teorie rozvírání kořene trhliny /critical crack opening displacement/ a zejména pokusy o zavedení dynamiky procesu do teorie porušení, tj. efektu pružných vln napětí a deformací /včetně vlastních napětí/, bariér šíření trhlin a změn vnitřní energie systému.

Značný vliv na pevnost mají póry /přítomné v kompozitu téměř vždy/ nejen že redukují účinný průřez přenášející zatížení a působí jako koncentráty napětí vedoucí k redukci tahové pevnosti na jedné straně, ale že disperzním rozptýlením poruch a brzděním přímého šíření trhlin vedou ke zvýšení houževnatosti a únavové pevnosti na straně druhé.

U materiálů složených z několika fází, jako je např. cementový beton, je mechanismus porušování a porušení komplikován nejen složitostí struktur, přítomností hydratačních pórů, smršťovacích pórů a mikrotrhlin, přítomností termodynamicky různých fází /tuhých, kapalných a plyných/, ale i časově proměnnou strukturou základní matrice, u níž hydratace probíhá časově prakticky bez omezení. Jak je vidět z ^{poslední z nich} ~~v obrázcích 2a a 2b a 2c~~, mohou trhliny v betonu vzniknout nebo být iniciovány buď na rozhraní plnivo-cementový tmel nebo v cementovém tmelu /kameni/ či maltové matici nebo v částicích plniva podle relativní pevnosti na těchto třech místech.

Obr. 3a Diagramatické znázornění struktury malty

A - částice písku

B - cementový gel a nezhydratovaný cement

Obr. 3b Diagramatické znázornění struktury betonu

A - částice hrubého štěrku

B - malta

C - smršťovací trhliny, vzduchové nebo vodní dutiny

Obr. 3c Diagramatické znázornění rozhraní mezi cementovým tmelem a

částicemi plniva

A - zatvrdlý cementový tmel

B - bublina vzduchu

C - štěrkové nebo pískové částice

4

K vysvětlení a popisu mechanismu porušování betonu byla navržena řada strukturních modelů, např. model sestavený z náhodně orientovaných elementů, které se porušovaly smykem v jednom směru /Brandtzeagův model/ podle ^{dalšího} obr. 3

4 ~~malta~~
nahorě

Obr. 4 Brandtzeagův strukturní model betonu

nebo model sestavený z koulí v kubicky orientovaném uspořádání, spojených tenkými pruty /~~svislé, vodorovné a diagonální prvky~~ /Reiniusův model/ podle ^{tohoto} obr. 11

4 ~~malta~~
dole

Obr. 11 Reiniusův strukturní model betonu

5
 či modelů ze čtyř stejných částic obklopených maltovou maticí v rovině
 /Bakerův model/ - ^{dokř. sh.} ~~obr. 5~~

Obr. 5 Bakerův strukturní model betonu

6
 nebo šesti částic v prostoru /Ansonův model/ - obr. 6

Obr. 6 Ansonův model betonu /prostorová mříž/

7
 které vedou při tlakovém namáhání ke vzniku příčných tahů, a konečně
 model Navrátilův /obr. 7/, který díky zavedení vnitřního povrchu
 může vystihnout chování betonu při porušení, a to i s ohledem na vnější
 prostředí, nejvýstižněji.

Obr. 7 Navrátilův strukturní model betonu

U systémů s tuhým partikulárním plnivem v poddajnější matici /např.
 plněné termoplasty/ je předpověď chování obtížná. Přídavek tuhého plniva do
 poddajnější matrice sice přinese vždy zvýšenou tuhosti, ale ovlivnění ostatních
 mechanických vlastností /zejména houževnatosti a pevnosti/ není dosud
 jednoznačně vyjasněno. Problém je komplikován zejména tím, že termoplastické
 matrice reagují výrazně viskoelasticky. Z toho důvodu není napjatost v mikro-
 objemu dána pouze geometrií a elastickými konstantami, ale i složitými
 časově, teplotně a napětově závislými procesy relaxace napětí. Je evidentní,
 že tuhá složka bude mít v kompozitu jiný účinek pod teplotou zeskelnění
 matrice /T_g/ a jiný nad touto teplotou. U semikrystalických matic /poly-
 olefiny, polyamidy, polyoxymethylen/ situaci komplikuje rozdílná reakce

První poškozovací proces matrice /dissipující dodávanou energii/ nastupuje ^{už} při velmi nízké hodnotě tahové deformace /okolo 0,1 %/, ~~může~~ však dojít ke zpevnění. Při dalším zvyšování napětí roste dále elastická energie v mikroobjemu, což nakonec vede k náhlé tvorbě krejzů statisticky rozdělených, ~~v namáhaném objemu~~. Krejzy představují prekurzory lomu a na jejich koncentraci a stabilitě ~~řazené geometrií složené struktury a spektrem relaxačních časů matrice~~ závisí užitečná pevnost. (obr. 8)

Při porušování ~~předchází~~ ^{i dalším} rozšiřování trhliny krejzování; porušení proto postupuje přes krejzy a ne kompaktním materiálem. Krejzování umožňuje dissipaci energie ~~/pevnost tělesa se přitom snižuje/~~ a závisí na molekulární hmotnosti, teplotě, frekvenci a prostředí. Krejzová oblast roste spojitě se vzrůstem zatížení /nebo počtem cyklů/, ale klesající rychlostí, jak se délka krejzu prodlužuje. Když je dosaženo jistých, kritických podmínek, trhlina se náhle rozšíří přes celý krejz a zastaví se až na vrcholu krejzu /toto diskontinuální trhlinkování je provázeno slyšitelnými zvuky, /obr. 8/

Obr. 8 Proces diskontinuálního růstu trhliny

Předpoklady, že existuje výborná /nebo nulová/ soudržnost mezi matricí a plnivem /na nichž jsou vesměs založeny teorie popisující přetvárné chování i pevnost těchto systémů/, platí pro většinu termoplastů jen zřídka, i když je jen velmi málo známo o skutečné pevnosti v soudržnosti; to je zatím jeden z největších nedostatků na poli plněných polymerů. Při jejich tvorbě obvykle nejsou činěny žádné kroky k zajištění potřebných vazeb obou fází a zvolené plnivo je prostě mechanicky vmíseno do polymerní taveniny. Zlepšení vlastností, které by se mohlo získat např. zajištěním dobré smáčivosti plniva polymerem /a tím zvýšení pevnosti v soudržnosti/ však zůstává nevyužito. (obr. 8)

Zcela jinými mechanismy než statická pevnost je vázána houževnatost.

Praktická houževnatost je určena vždy spotřebou dodávané mechanické energie na procesy, které obecně nevedou k lomu, či které ~~/z hlediska doby působení síly/~~ lom oddálí o užitečnou dobu. Relativně křehká povaha mnoha polymerů, zvláště plněných, vyvolala řadu pokusů řízeným způsobem /vložením podstatně poddajnějších diskretních částic/ ~~zvětšit~~ jejich houževnatost bez ~~toho~~ zhoršení jiných žádaných vlastností, jako pevnost, modul pružnosti a teplota měknutí. Podobné pokusy probíhají i pro jiné křehké matrice, např. minerální.

Existuje řada teorií, které vysvětlují chování těchto systémů, jejich platnost je však většinou omezena jen pro materiál, pro nějž ~~byla odvozena~~ ^{Tah např. je} tato teorie interferencí napěťových polí kolem kaučukových inkluzí /obr. 9/, kde velká spotřeba energie je vysvětlována ohybem ^(období 70-80 PS) relativně dlouhých a tenkých nosníků mezi přesahujícími se trhlinami.

Jiná teorie vysvětluje zlepšené chování polymerů modifikovaných kaučuky tím, že při mechanickém přetvoření se většina dissipačního tepla soustředí kolem částic s koncentrací napětí a tím způsobí zvýšení teploty místně nad teplotu zesklnění, při které matrice je schopna velkých přetvoření bez porušení.

Obr. 9 Schéma trhlin vzniklých při tahovém přetvoření ve vysoce houževnatém polystyrenu /+ tah - tlak/

Rozsáhlé práce posledních 10 let, zdá se, jasně prokázaly, že koncentrace tahových napětí u rozhraní kaučukové částice s matricí ~~/obr. 10/~~ vede ke kombinaci křezování a smykového tečení v matrici.

Obr. 10 ~~Koncentrace napětí v HIPS, vypočtené použitím Goodierovy rovnice, v blízkosti rovníku izolované kaučukové části v polystyrenu při jednoosém tahu~~

11
 Tím je porušení značně delokalizováno a ve velkém objemu je dissipováno proto mnoho energie. Navíc růst malých křezů je brzděn jejich vzájemnou interakcí a interakcí se smykovými pásy /obr. 11/

Obr. 11 Schéma ukazující interakci křezů navzájem a se smykovými pásy *podle* mikrofotografií různých autorů

Zajištění zvýšené houževnatosti křezovým mechanismem v okolí dispergovaných poddajných částic byla v současné době rozšířena i na plněné termoplasty. Křezové působení potřebné pro zvýšení houževnatosti je zabezpečeno tím, že částice ^{tuhého} plniva mikronových rozměrů jsou obaleny vhodnou organickou poddajnou vrstvou.

Dalším hlediskem hodnocení životnosti materiálu je únavová pevnost. Některé houževnaté plasty /jako termoplastické polymery modifikované kaučukem/ jsou přes výborné chování při statickém zatížení citlivé k opakovanému zatížení /např. tlakové pulzy v trubkách z plastů mohou způsobit předčasně křehké porušení při překvapivě nízkém zatížení/.

12
 Zdá se však, že křezování má také při cyklickém namáhání /na tělesech bez vrubu/ ^{má} rozhodující úlohu, jak ukazuje obr. 12.

Obr. 12 Chování HIPS při cyklickém namáhání; hysterezní smyčky vlivem křezů, jejichž rozsah se během cyklování zvětšuje

13

Při cyklování dochází k zvyšování teploty, tím více, čím větší je amplituda aplikovaného napětí /obr. 13/. Z ~~obr. 13~~ ^{delšího obr. 13} je vidět, že

14

Obr. 13 Vzrůst teploty PMMA při opakovaném zatížení v ohybu.

Teplota ve skutečnosti neroste plynule, ale osciluje kolem průměrné hodnoty vlivem termoelastického efektu

—— bez chlazení - - - - s chlazením

cyklické tahové zatížení je, ve stejném čase, daleko nepříznivější než statické tahové zatížení. Při větších napětích dochází k houževnatému porušení /vývoj vnitřních trhlin/, při nižších namáháních ke křehkému porušení /porušení vzniká na povrchu/

Obr. 14 Srovnání závislosti $\sigma - N$ při střídavém zatížení s creepovým porušením pro ABS. Měřítka creepového porušení je ekvivalentní měřítka zatěžovacích cyklů vzhledem k době tahového zatížení.

Všechny uvedené i další experimentální výsledky ukazují na důležitost uvažovat přetvárné změknutí a hysterezní ohřívání těles, která jsou bez vrubů nebo mají jen velmi malé vady. Výsledkem je, že přidavek kaučuku k polymerům zmenšuje únavovou životnost modifikovaných systémů a tak jejich vyšší houževnatost lze využívat při opakovaném nebo ^{V případě těles s vrubem je chování zřejmě odlišné.} střídavém namáhání jen kratší dobu. K hystereznímu ohřevu dochází pouze na vrcholu trhliny, což může vést k lokalizovanému tečení a zvětšení poloměru vrcholu trhliny, což je výhodné. V jiných případech může naopak porušená zóna být tak velká, že ohřátí je značené a změknutí matrice podpoří rozvoj trhliny. Tělesa s vrubem jsou tedy citlivější k frekvenci zatěžová-

Velmi málo bylo uděláno v únavě plněných kompozitů s tuhou /nemodifikovanou/ matricí a většina toho, co bylo uveřejněno, se týkala zubních nebo kostních tmelů.

Je zřejmé, že je zapotřebí ještě rozsáhlého výzkumu kompozitů plněných částicemi, neboť lomové vlastnosti závisí velmi složitým způsobem na interakci mezi plnivem a matricí a existuje mnoho možných mechanismů zvyšujících houževnatost *a pevnost*.

Byly též již učiněny některé slibné kroky ke zlepšení chování kompozitu modifikací mezifázových vazeb. V každém případě je třeba preferovat veškeré studie mezipovrchových vlastností, jež mají základní a praktickou důležitost pro úspěšnou tvorbu houževnatých a pevných kompozitů I. typu.

Přejde-li vysokomodulová dispergovaná fáze od kulového tvaru k protáhlému, fibrilárnímu, dojde, vlivem plniva, aniž se změní zatřídění kompozitu /I. typ/, k výraznému zvýšení tuhosti i pevnosti. Největší účinek ve směru namáhání se dosáhne vložением usměrněných spojitých vláken, ve směrech odlišných od směru namáhání vložением náhodně orientovaných krátkých vláken nebo vložением různě orientovaných vrstev do laminátu.

Statickému i únavovému chování vláknitých kompozitů bylo věnováno mnoho pozornosti, i když většinou šlo o výzkum experimentální a empirický. Důvody pro nedostatek základních komplexních studií vláknitých kompozitů je možno hledat v těchto komplikacích:

- kritéria pro porušení jsou velmi rozdílná; i když porušování je progresivní, může být zachována po mnoho cyklů zatížení fyzikální integrita
- při porušení vláken, matrice a rozhraní probíhá mnoho nezávislých procesů *(jak je namalováno v tab. 2 ve sborníku (M. 86); navíc*
tab. 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 50, 51, 52, 53, 54, 55, 56, 57, 58, 59, 60, 61, 62, 63, 64, 65, 66, 67, 68, 69, 70, 71, 72, 73, 74, 75, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90, 91, 92, 93, 94, 95, 96, 97, 98, 99, 100); procesy probíhající v polymeru jsou ovlivněny změnou stavu vlivem hysteretního ohřátí a časově závislého chování.

Stále roste zájem o materiály kombinované z krátkých vláken /od 3 mm do 30 mm délky/ a termoplastické nebo ~~termosetické~~ ^{reaktoplastové} matrice, neboť mohou být vyráběny vysoce produktivními způsoby /injekční tvarování, tlakové tvarování, extruzní techniky/.

Je sice pravda, že maximální zlepšení tuhosti a pevnosti se dosáhne, jsou-li kontinuální vlákna ve směru namáhání, ale pro tvarový součinitel $l/d > 60$ i krátká vlákna mohou být zatížena na jejich maximální možné napětí, jestliže jsou jednosměrně orientována. V praxi jsou obvykle poměry $l/d > 150$, takže taková vlákna mohou nahradit v téměř plném rozsahu spojitá vlákna ve schopnosti přenést zatížení transponované z matrice.

Únavová životnost /při nízké frekvenci 3 Hz/ se zvětšuje s rostoucím tvarovým součinitelem až do $l/d \sim 200$, další zvětšení l/d má již malý účinek /obr. 15/

Obr. 15 Závislost počtu cyklů k dosažení únavové životnosti na tvarovém součiniteli pro napětí 60, 70, 80, 90% pevnosti pro kompozit epoxy-bórová vlákna 1 : 1

X/ Únavová životnost je definována počtem cyklů potřebných k dosažení 20% zmenšení modulu pružnosti při frekvenci 3 Hz

Při vyšších frekvencích se ^{opět} stane hysterezní ohřátí důležitým /nebo rozhodujícím/ faktorem v únavové životnosti /obr. 16/

Obr. 16 Závislost únavové životnosti /do porušení/ na napětí vysoce krystalinického polymeru /polytetrafluoretylen/ při frekvenci 30 Hz a vzrůst teploty během cyklického namáhání

vzruch	napětí MPa	cykly	teplota °C
A	10,3	$2 \cdot 10^3$	100
B	9,0	$4 \cdot 10^3$	115
C	8,3	$6,1 \cdot 10^3$	125
D	7,6	$9,5 \cdot 10^3$	130

Ve všech zkoušených případech začala porucha porušením mezistyku; velmi rozdílně /podle druhu matrice/ se však lišil další postup trhliny. Např. trhliny se rychle rozšiřovaly do polystyrenu, nikoli však do polyamidu nebo polyetyleny. Důvod prvotního porušení na mezistyku je, že vždy existuje někde v kompozitu vnitřní napětí /např. v důsledku ochlazení z vytvrzovací teploty/, které indukuje tahové napětí na kontaktu. Použití vazebných činidel vždy zlepšilo únavovou životnost /i když optimální hodnota pevnosti rozhraní není známa/.

17 Ze zkoušek polystyrenového laminátu vyztuženého rohoží ze sekaných skelných pramenců vyplývá posloupnost událostí během porušení: ztráta soudržnosti, trhlínkování matrice a konečné oddělení. Tato tři stádia lze pozorovat i při opakovaném namáhání, jak je dobře vidět na obr. 17.

Obr. 17 Diagram napětí - počet cyklů ukazující různá stádia porušení v polyesterovém laminátu s rohoží ze skelných sekaných pramenců. Napětí opakováno po úplném odlehčení s frekvencí 1,67 Hz, 20 °C, 40 - 42 % RV. Tato závislost neříká však nic o iniciaci a šíření krevzů, tečení a vzniku a šíření trhlín, nebo o uchování, uvolnění nebo dissipaci energie.

K porušování ^{vide} dochází již při napětí, jež je malým zlomkem pevnosti; vlákna ležící příčně vzhledem k ose namáhání jsou místa počátku /iniciace/ ztráty soudržnosti.

18 Vyztužení krátkými vlákny vede téměř vždy k výraznému zlepšení únavové pevnosti; přitom vyztužení uhlíkovými vlákny, která mají nejméně třikrát větší tuhost a desetkrát větší teplotní vodivost než vlákna skleněná, je podstatně účinnější. Jedním z hlavních důvodů zřejmě je zmenšení hysterezního ohřátí při dané frekvenci a zatížení /obr. 18/

Obr. 18 Závislost napětí do porušení na počtu cyklů pro různé termoplasty vyztužené 30 % hm. skleněných nebo uhlíkových vláken.

Lomový mechanismu je však u různých systémů vyztužených krátkými vlákny a za různých úrovní namáhání značně rozdílný a proto při jakékoli generalizaci o materiálové únavové odezvě v kompozitech musí být zachována velká opatrnost a věnována velká pozornost nejen rozdílnosti složek, ale též rozdílnosti chyb, které jsou zavedeny do kompozitu během výroby /i jsou-li materiály zdánlivě podobné/.

pro nem kabe
 Bylo již řečeno, že největšího zlepšení vlastností se dosáhne až užitím spojitých vláken; vedle samostatné aplikace spojitých vláken může být v některých případech zvláště výhodná jejich kombinace s krátkými vlákny.

o kterých jsem se mluvil
 Základní principy porušení, uvedené pro kompozity s nespojitými vlákny, platí ovšem i pro spojitá vlákna. U laminátů vznikají přídatné komplikace vyvolané vzájemným působením jednotlivých vrstev a složitou interakcí mezi polem napětí a porušenou zónou. Tlakové, ohybové a smykové namáhání vždy podstatně omezí životnost kompozitu, když vyvolává vybočení, ztrátu soudržnosti, delaminaci a trhlinkování matrice /v závislosti od orientace vláken vzhledem ke směru namáhání/. Druh vláken také hraje důležitou roli /obr. 19/.

- Obr. 19
- Přibližné srovnání únavového chování některých vyztužených plastů. Hodnoty na levé straně udávají statické pevnosti.
- a - laminát epoxy-bórová vlákna, 10 vrstev $0 \pm 45^\circ$, osově tahové namáhání
 - b - polyester vyztužený jednosměrně uhlíkovými vlákny / $V_f \approx 0,40$ / osově tahové namáhání
 - c - jako b, ohybové namáhání
 - d - laminát epoxy-uhlíková vlákna, 18 vrstev $0 \pm 30^\circ$, osově tahové namáhání
 - e - jako d, osově tlakové namáhání
 - f - laminát polyester-skelná tkanina, osově namáhání tah-tlak
 - g - laminát polyester-skelná rohož, osově namáhání tah-tlak
 - h - polyester s krátkými vlákny / $V_f = 0,12$ /, osově namáhání tah-tlak

(20)

Jak u skelných, tak u uhlíkových laminátů dojde ihned na začátku únavové životnosti /v první polovině zatěžovacího cyklu/ k místnímu porušení při nízkých napětích, jak ukazuje např. indikace akustickou emisí. ^{na první doba} Toto porušení se může, ale nemusí odrazit ve významné změně chování podle jeho rozsahu a druhu systému .

U dobře vyrobeného kompozitu ^{další chování} dochází, jak ukazuje (obr. 20,) k emisím při prvním cyklu, pak počet emisí ^{se} značně sníží, dokud nenastane katastrofické porušování /což prokazuje, že degradace matrice, vláken a rozhraní hraje hlavní roli během únavové životnosti/.

Obr. 20 Indikace lokálního mikroporušování akustickou emisí při opakovaném namáhání dobře vyrobeného vláknitého kompozitu

Ať se ^{však} použije jakákoli metoda hodnocení porušování, je třeba značné opatrnosti pro interpretaci významu porušení: otázka není jednoduše zda k porušení došlo nebo nedošlo, ale jak významné je porušení vzhledem k dlouhodobému chování kompozitu.

Tendenci rozvoje jednotlivých typů trhlin /poruch/ do katastrofického rozsahu minimalizuje vícesměrné uspořádání vláken.

Protože normální rozptyl statické pevnosti kompozitů je často zvýšen náhodnou akumulací poruch, je vhodné vyjádřit zbytkovou pevnost /která klesá během cyklování/ statisticky. Tuto koncepci lze založit na rozumném předpokladu, že akumulace poškození během cyklování způsobuje zmenšení pevnosti, dokud zbytková pevnost a aplikované napětí nejsou rovné /obr. 21/.

-
- Obr. 21 Schéma ukazující problémy návrhu kompozitu se skleněnými vlákny při únavovém zatížení
- a - mezní tahová pevnost
 - b - rozptyl zbytkové pevnosti
 - c - návrhové napětí
 - d - meze bezpečného návrhu
 - e - náhodné přetížení
 - f - průběh máhodného napětí
 - g - nejistota životnosti
 - ~~i~~ - mezní napětí
 - ~~k~~ - časová mez do prvního možného únavového porušení
-

Na únavovou pevnost mají ovšem silný vliv i účinky prostředí: teplota, vlhkost atd., stejně jako frekvence zatížení. Teplota může ovlivňovat viskoelastické stavy, lomovou houževnatost, chemickou stabilitu atd.; ~~obecně čím vyšší je okolní teplota, tím větší je porušování.~~ Únavová životnost je také nepřímo úměrná původní absorpci vody do pryskyřice matrice. Stejně jako plněné polymery, ovlivňuje frekvence zatížení i vláknové kompozity. Nízkofrekvenční cyklování dává ostřejší, méně rozptýlené zóny poškození než při větších frekvencích; na druhé straně vysoké frekvence působí nepříznivě, jestliže hysterezní ohřátí ~~v důsledku vysokého vnitřního tření v pryskyřici a nízké teplotní vodivosti kompozitu,~~ dosáhne vyšší hodnoty a překoná příznivé působení, projevující se otupením poruch /obr. 22/.

-
- Obr. 22 Vzrůst teploty laminátu epoxy - C vlákna s příčně uloženými vrstvami a středovým otvorem při cyklickém zatížení 66 % průměrné statické pevnosti. Rychlý vzrůst teploty je spojen s porušením.
-

23 Vlivem vývoje tepla během cyklování nedejde obvykle k asymptotickému přiblížení křivky $\sigma - N$ k jisté vodorovné hodnotě, neexistuje mez únavy /obr. 23/.

Obr. 23 Závíslost amplitudy napětí na počtu cyklů do porušení bez-
vrubových vzorků laminátu ze skelné tkaniny a různých typů
pryskyřice /20°C, 50 % RV, 900 c/min, nulové průměrné napětí/
1 - fenol, 2 - teplotně odolný epoxid, 3 - polyester, 4 - epoxid, 5 - teplotně
odolný polyester, 6 - tiolová

Možnost vytvořit ze dvou křehkých materiálů houževnatý je
důsledkem přítomnosti rozhraní mezi těmito dvěma materiály s různou
pevností a modulem. Tak jako je důležitá pro houževnatost homogenního
materiálu přítomnost slabých štěpných rovin, tak je důležité, aby i
v kompozitu byla přítomna jistá rovina /nebo oblast/ slabších vlastností
/nebo potenciálního rozštěpení/, kolmá k rovině rozvoje trhliny. Porušení
rozhraní způsobí rozvoj druhotné trhliny, jež brání rozvoji primární.
K významnému zvýšení pevnosti a houževnatosti systému dojde, je-li
poměr adhézní pevnosti mezistyku ke kohezivní pevnosti tuhé fáze ve
správné relaci, tj. cca 1/3 až 1/5.

Rozvoj druhotné trhliny závisí na pevnosti rozhraní, ale též
na reziduálních napětích /např. od ochlazení po vytvrzování/ u mezi-
povrchu a na lomové povrchové energii mezipovrchu, jež mohou způsobit
úplné zastavení primární trhliny nebo iniciaci v jiném místě.

Ukázal jsem na neobyčejnou složitost a komplexnost problémů,
spojených s předpovědí statické a únavové pevnosti a houževnatosti kom-
pozitů. Každý výzkum v této oblasti, má-li být úspěšný, musí tuto složitost
akceptovat, musí ji zahrnout ^(do svých úvah) a získané výsledky ^{musí} nadměrně opatrně
interpretovat.