

УДК 539.3

© 2003 г. **В.В. ПАРЦЕВСКИЙ**

РАССЛОЕНИЕ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ. ОБЗОР

Волокнистые композиты предназначены в идеале служить в элементах конструкций, воспринимающих одноосную растягивающую нагрузку. Однако преимущества их перед традиционными конструкционными материалами (высокая удельная прочность и жесткость в направлении волокон, технологичность, изолирующие, демпфирующие свойства, радиопрозрачность, стойкость к агрессивным средам и т.д.) породили стремление использовать их в сжатых и изгибаемых стержневых элементах простой и сложной геометрии, пластинах, оболочках и даже массивных телах [2, 3, 28]. Пришлось создавать многонаправленные слоистые структуры с переменными свойствами, чтобы удовлетворить различным внешним нагрузкам.

Для слоистых композитов на полимерных матрицах (стекло-, угле-, боропластиков и т.д.) характерна сильная анизотропия физико-механических свойств отдельных однонаправленных слоев. Причем степень анизотропии прочности существенно выше степени анизотропии жесткости [28, 35]. Кроме того, из-за стеснения деформаций в слое в составе многонаправленного пакета в поперечном волокнам направлении при растяжении и сдвиге слой разрушается практически хрупко. Это относится в большей степени и к межслойным разрушениям-расслоениям.

Отмеченные свойства слоистых полимерных композитов определяют процессы их разрушения. В механике разрушения слоистых композитов на полимерной основе принято различать следующие основные механизмы разрушения [16, 30, 39, 41, 64, 78, 80, 82, 105]: разрушение волокон отдельного слоя, внутрислойное разрушение по матрице или по границам волокон – матрица, как правило, на всю толщину слоя, расслоения, микро- и макроскопическая потеря устойчивости. Реальные процессы разрушения композитных конструкций обычно представляют собой развитие и взаимодействие различных механизмов с доминированием некоторых из них на разных этапах процесса [8, 21, 28, 41, 78, 80, 105, 152, 162, 206, 219].

Расслоение среди отмеченных механизмов является главным [10, 30, 78, 149, 152, 162], т.к. появление расслоений, как правило, снижает жесткость, устойчивость, прочность конструкции, т.е. определяет ее живучесть и, в конечном итоге, надежность. Теоретическое и экспериментальное изучение статике и динамики трещин расслоения направлено на улучшение свойств компонентов композита, совершенствование технологии изготовления материала и конструкций (чаще всего это одновременные процессы), проектирования, выработку требований к условиям эксплуатации, средствам контроля повреждений, направлено на предотвращение внезапных и хрупких разрушений, оценку параметров живучести.

Механика трещин расслоения в композитах существенно отличается от классической механики трещин. Причина в том, что композиты существенно гетерогенные, анизотропные на всех уровнях (пакета, слоя, волокна) систе-

мы с менее стабильными, как правило, характеристиками, чем традиционные конструкционные материалы.

Расслоениям в композитах посвящено огромное количество литературы. Здесь представлены в основном работы последних 10–15 лет. Данный обзор можно рассматривать как дополнение к обзорам более ранних результатов [8, 21, 28, 30, 31, 36, 39, 82, 105, 162, 183, 206].

1. Причины расслоений. *1.1. Технологические.* К ним относятся неотработанность технологии: подбор компонентов, формирование поверхности раздела, температурно-временный режим отверждения, влажность, давление прессования, натяжение ленты при намотке изделий. Это определяет величину остаточных (начальных) напряжений, которые вместе с рабочими [59], а иногда и без них могут вызвать расслоения, особенно в толстостенных изделиях [29]. Сюда относятся механическая обработка (обрезка, сверление), а также отклонения от технологии: дефекты слоя, зоны, обедненные смолой, складки ленты, воздушные пузыри, остатки замазливателя и т.д. [1, 105, 162].

1.2. Свободный край. Механизм возникновения [31, 64, 76] межслойных нормальных и касательных напряжений в межслойных тонкостенных композитных конструкциях из слоев различной ориентации волокон ϕ вблизи края (кромочный эффект) показан на фиг. 1. Обобщенные кривые зависимостей модуля упругости E_1 , коэффициента Пуассона ν_{21} и коэффициента взаимного влияния η_{16} от направления армирования ϕ (фиг. 1, *a*) характерны для всех волокнистых полимерных композитов [28, 64]. Одноосное макроскопически напряженное состояние у края ($\rho \gg h$, где ρ – радиус кривизны края) вызывает различные внутрислойные напряжения. Из равновесия части, показанной на фиг. 1, *в*, очевидно возникновение у края межслойных σ_{13} , σ_{23} , σ_{33} напряжений. Величина и направление их зависят от ориентации и толщины слоев в пакете, а зона кромочного эффекта $\lambda \lesssim h$ [31, 64, 183, 274].

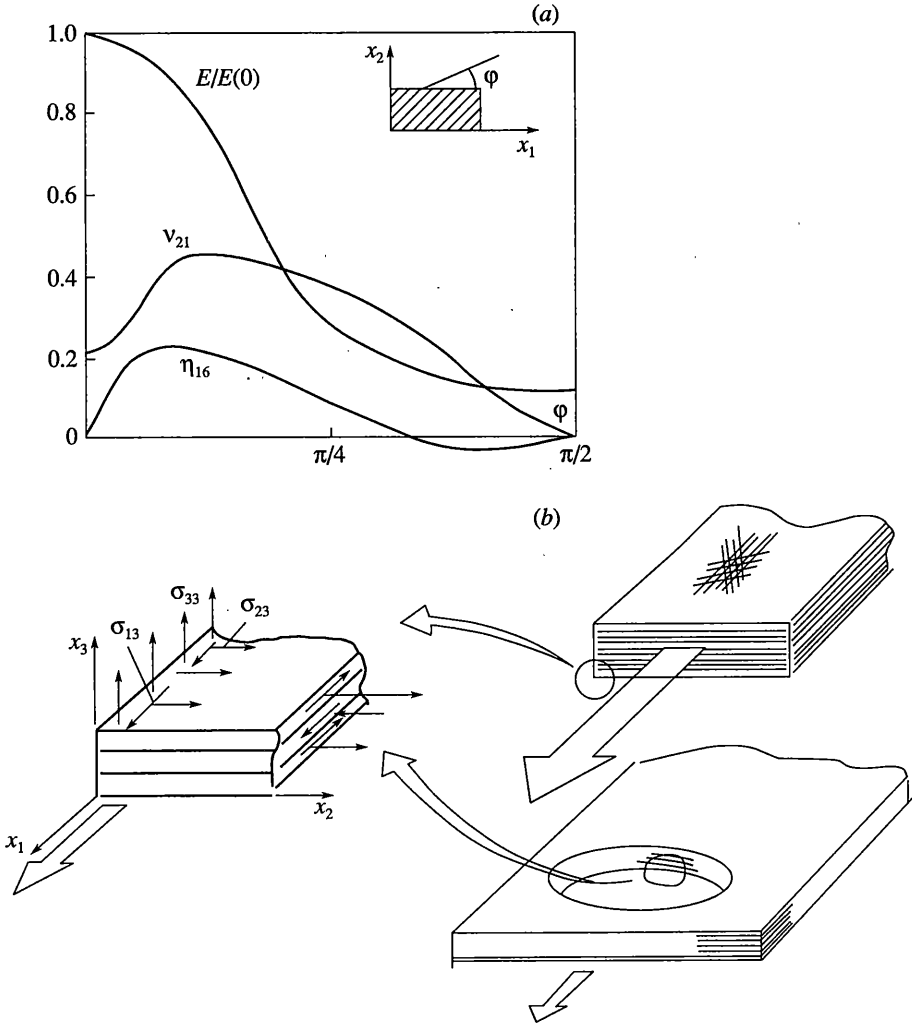
Вышеприведенный анализ механизма кромочного эффекта базируется на предположении об однородности анизотропного слоя композита в рамках прикладных теорий.

Причинами появления напряжений кромочного эффекта σ_j могут быть также изменения температуры (в том числе и на стадии изготовления) и влажности [31, 64, 162, 249, 302]. При изгибе конструкции кромочные напряжения могут возникать и между одинаковыми слоями [162]. Более склонны к краевым расслоениям углеэпоксидные композиты по сравнению со стекло- и органоэластиками [149, 213]. Из обзоров по кромочному эффекту как причине расслоений отметим [77, 183, 195, 197, 215, 302].

1.3. Соединения. Практически все типы макроконцентраторов напряжений [52, 200, 232] и соединений (фиг. 2) композитных элементов или композитных с металлическими являются источниками возможных расслоений: болтовые (*a*), различные типы клеевых (*b*, *c*, *d*) и наиболее естественные для композитов плавные изменения толщины изделия (“сходы слоев”) (*e*) [145, 157, 162, 167, 200, 223, 245, 273, 294].

1.4. Ударные нагрузки. Высокоскоростные удары по композитным конструкциям (снаряды, метеориты) приводят к локальным повреждениям (пробивание, проникание, образование кратера) в зависимости от энергии ударника, геометрии, закрепления мишени (фиг. 3, *a*, *b*) [22, 54, 103, 104]. Последствия ударов с невысокими скоростями (камни с аэродромного покрытия, град, птицы, падающий инструмент) или импульсов давления более разнообразны [8, 22, 103, 110, 162] (фиг. 3, *c*, *d*). Все эти случаи сопровождаются расслоениями.

1.5. Циклические нагрузки. Механизмы образования расслоений здесь во многом аналогичны изложенным в п. 1.2, 1.3. Однако существенно то, что при знакопеременных циклах проявляются синергетические эффекты, например: расслоения, появившиеся на краю пластины при макроскопическом растяжении его, при сжатии могут расти за счет микровыпучиваний [78, 179, 250].

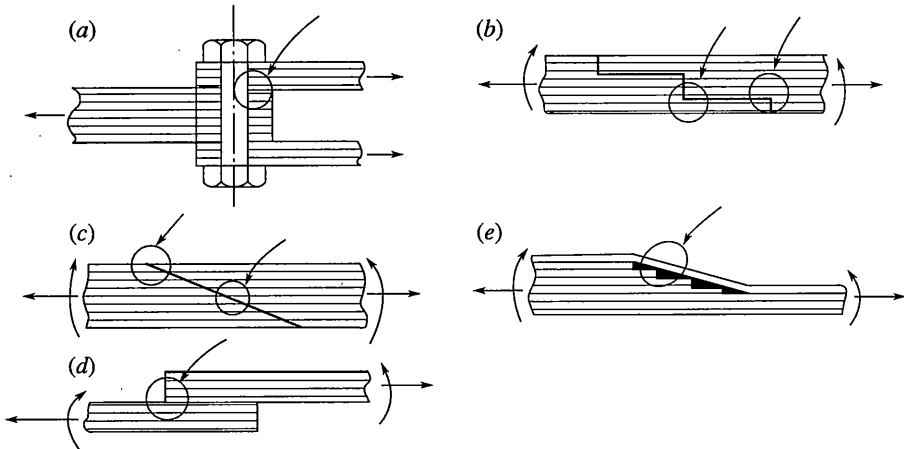


Фиг. 1

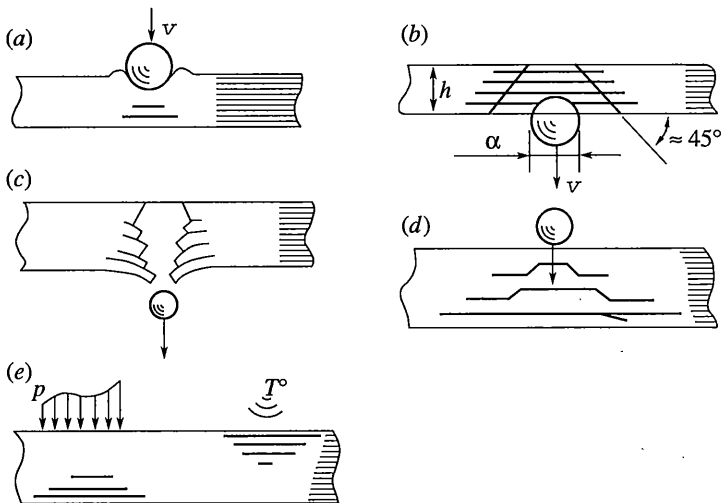
1.6. *Расслоения от других дефектов.* Источниками расслоений могут быть разрывы волокон слоя [65, 88, 183], внутрислойные трещины на всю толщину слоя вдоль волокон [88, 95, 127, 129, 150, 152, 184, 196, 206, 221, 222, 272, 289, 300], в особенности места пересечения таких трещин в соседних слоях [78, 146], взаимные повороты соседних слоев с разным направлением армирования [63].

1.7. *Диагностика расслоений не является целью обзора.* Отметим здесь литературу [8, 77, 78, 105, 148, 152].

2. Несущая способность элементов конструкций с расслоениями. Большое число работ связано с теоретическим и экспериментальным изучением напряженно-деформированного состояния, механизмов разрушения элементов конструкций из композитов с расслоениями, оценкой допустимых значений параметров расслоений, разработкой критериев разрушения. Основное внимание уделено тонкостным элементам конструкций, т.к. именно они обычно изготавливаются из композитов.



Фиг. 2

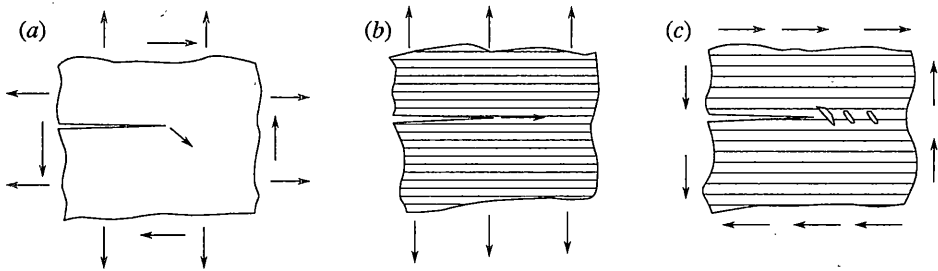


Фиг. 3

2.1. Развитие расслоений (квазистатика). 2.1.1. Механизмы роста расслоений.

В вершине трещины на границе двух полупространств решение задачи теории упругости дает для тензора напряжений $\sigma_{jk} \sim r^{-1/2 \pm i\gamma}$ ([81] – обзор ранних результатов, [33, 83, 206, 296]). Напряжения в окрестности трещины осциллируют, кроме некоторых частных случаев [138], моды трещин (нормального отрыва – МН, поперечного – МП и продольного – МПД сдвига) не разделяются, как в однородной среде. Однако в механике разрушения слоистых многонаправленных композитов эти результаты практически не используются. Причина в том, что в композите есть малые по сравнению с длиной трещины характерные размеры структуры (диаметр волокна, толщина матрицы, между волокнами и между слоями), существенны синергетические эффекты поверхностей разрушения и т.д. [21, 259].

Главное отличие условий роста трещины в однородной изотропной среде и трещины расслоения в композите иллюстрируют фиг. 4. Если в изотропной среде (а) в ква-



Фиг. 4

зистатике трещина реагирует на поле напряжений, как правило, поворотом, и рост идет преимущественно по моде I, то в слоистом композите (b) она чаще распространяется вдоль слабых границ раздела как трещина смешанного типа – комбинация мод. [198, 271].

Фрактографический анализ окрестности вершины трещины и поверхностей расслоения в однонаправленном композите показывает следующее. В случаях доминирования МI разрушение носит преимущественно адгезионный характер в угле/эпоксидных и смешанный адгезионно-когезионный в угле/РЕЕК композитах (РЕЕК – полиэфиркетонная термопластичная матрица) с вовлечением в процесс разрушения волокон слоев [114, 161]. В случаях доминирования МII (поперечный сдвиг) поверхности трещин расслоения при относительно хрупких матрицах (эпоксидная) имеют гребенчатый характер, что говорит о многократных поворотах фронта трещины в прослойке между слоями [15, 94, 112, 114, 176, 198, 239]. При этом образуется зона предразрушения (фиг. 4, e). В термопластических матрицах велика роль вязких эффектов [113, 131, 151, 161, 214, 239].

Для большинства слоистых композитов характерно наличие механических связей берегов в концевой зоне трещины расслоения и пучков армирующих волокон, вытянутых из слоев [15, 32, 46, 114, 141, 161].

В многонаправленных композитах возможны ветвления и перескоки трещин расслоения в соседние межслойные границы [15, 16, 113, 255, 259].

2.1.2. *Критерии роста расслоений.* Применяют критерии начала роста трещин либо в напряжениях, либо энергетические. Первые, обычно квадратичные, включают нормальные и касательные межслойные напряжения и соответствующие прочностные [31, 65, 138, 162, 176, 239, 302]

$$\frac{(\sigma_{33} + \alpha)^2}{\beta^2} + \frac{\sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2}{\gamma^2} = 1 \quad (2.1)$$

Направления осей показаны на фиг. 1, коэффициенты определяются межслойными прочностями на поперечное растяжение, сжатие и на межслойный сдвиг.

Энергетические критерии механики трещин в самой общей форме формулируются относительно скорости высвобождения энергии (обобщенный силы продвижения трещины) G или инвариантного J – интеграла по замкнутому контуру вокруг вершины трещины [11, 15, 31, 81, 88, 89, 162, 259] (там же обзоры оригинальных работ):

$$G = G_c \quad (2.2)$$

$$J = J_c \quad (2.3)$$

Справа здесь – критические значения параметров, связанные с макроэнергией образования новой единицы межслойной поверхности (работа сил сопротивления продвижению трещины [11, 12, 21] или вязкость разрушения).

Форма (2.1) применяется, как правило, если напряжения определяются аналитически или методом конечных элементов на базе прикладных теорий упругости, т.к. напряжения на фронте трещины (в рамках теории упругости) особенны.

Чаще используются различные формы критериев (2.2), (2.3). Они применимы и в геометрически и физически нелинейных задач. Кроме того, G_c и J_c являются более стабильными характеристиками слоистых композитов, чем параметры α , β , γ в (2.1). В [176] отмечено достаточно хорошее согласие результатов для стеклопластиков структур [0/±30] и [±45/0/90] по критериям (2.1) и (2.2). Однако условия определения α , β , γ в (2.1) далеки от механизмов разрушения расслоением в композите, особенно при доминировании сдвиговых мод II и III фиг. 4, с) [15, 239, 259].

Левую часть в (2.2) вычисляют из интегральных соотношений – энергетического баланса всей системы при росте трещины

$$G = -\frac{\partial \Pi}{\partial l_c}, \quad G = \pm \frac{\partial U}{\partial l_c} \quad (2.4)$$

(Π , U – полная энергия и энергия деформации системы, l_c – характерный размер трещины) [10–12, 21, 30, 48, 49, 56, 60, 61, 166] или локальных – рассмотрения ситуации в окрестности точки фронта трещины расслоения [88, 89, 248, 254, 305]. Первый путь предпочтительнее, если решение строится “в среднем” – на базе приближенных методов, особенно в нелинейных системах [10, 67, 81, 156, 166, 263]. В прикладных теориях под U понимают обычно сумму энергий мембранных и изгибных деформаций, что асимптотически точно [81].

Для применения (2.4) необходима потенциальность сил, а для второй формулы еще и линейность системы [21]. В наиболее общей форме интегральный подход развит в многопараметрической механике разрушения [10–12, 15, 21]. Основой подхода является обобщение принципа виртуальных перемещений на случай тела с трещинами, размеры которых и есть односторонне варьируемые параметры теории (вариации по Гриффитсу). В приложениях многопараметрическая механика сводится, как правило, к (2.2), где левая часть вычисляется по (2.4) при всех параметрах l_c , имеющихся в системе.

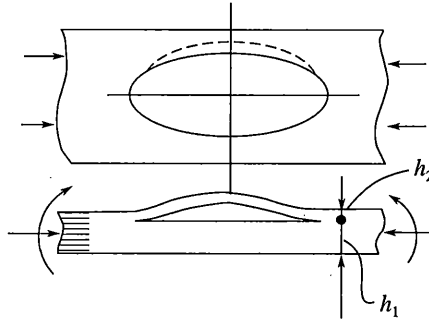
В дальнейшем многопараметрическая механика разрушения применительно к трещинам расслоения была развита и на случай двустороннего варьирования размеров трещин, т.е. на “залечивающиеся” расслоения [20]. Некоторые частные варианты многопараметрической механики расслоений предложены в [71, 131].

Общая форма энергетического критерия (2.2) страгивания трещины расслоения применяется редко, что объясняется существенным различием вязкости разрушения G_c для мод I, II, III трещины расслоения. Чаще используются критерии вида [29, 30, 57, 112, 147, 162, 183, 286]

$$\left(\frac{G_I}{G_{Ic}}\right)^l + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}}\right)^m + \left(\frac{G_{III}}{G_{IIIc}}\right)^n = 1 \quad (2.5)$$

где $G_I + G_{II} + G_{III} = G$, а G_{Ic} , G_{IIc} , G_{IIIc} – вязкости разрушения для трещины соответствующих мод.

Условие (2.5) чисто феноменологическое, отражающее экспериментальные результаты в пространстве G_I , G_{II} , G_{III} . Оно аналогично предельным поверхностям в пространствах напряжений, применяется и в нелинейных системах. Параметры l , m , n в пределах от 1/2 до 3 – чисто аппроксимационные. В критерии (2.5) полагается, что



Фиг. 5

расслоение растет в своей плоскости, по нормали к фронту, соотношение между G_I , G_{II} , G_{III} не меняется [81].

В [15] предложен вариант предельной поверхности из набора плоскостей, количественно близкий (2.5). В [162] приведены некоторые уточнения критерия (2.5), однако разброс экспериментальных результатов делает различные “рафинированные” варианты вряд ли оправданными.

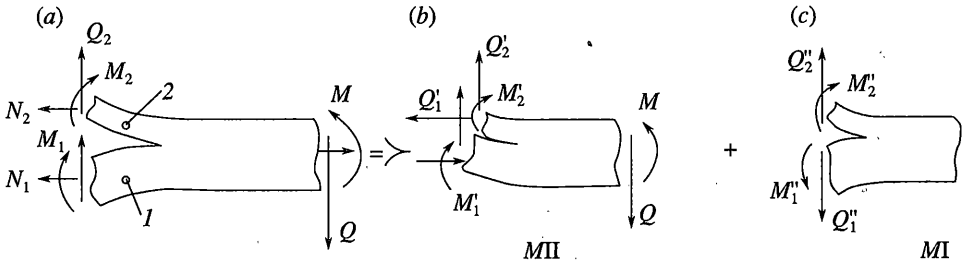
2.1.3. *Разделение мод.* Использование критериев (2.5) предполагает вычисление составляющих G по отдельным модам. Вначале определяются напряженно-деформированные состояния (НДС) композитных конструкций с расслоениями. Для этого используются аналитические методы (в частности, для тонкостенных элементов конструкций – прикладные теории стержней, пластин, оболочек), численные (обычно метод конечных элементов) и их комбинации. Далее тем или иным способом вычисляют составляющие G .

В работах [30, 57–59, 66, 91, 92] рассмотрены задачи страгивания тонких выпучившихся расслоений на основе интегрального подхода с применением прикладных теорий (для балки, пластины, оболочки в целом) в линейных и геометрически нелинейных постановках. Составляющие скорости высвобождения энергии деформации здесь вычисляются по формулам

$$G_I = \pm \frac{\partial U_b}{\partial l_c}, \quad G_{II} = \pm \frac{\partial U_c}{\partial l_c} \quad (2.6)$$

где U_c , U_b – энергии мембранных и изгибных деформаций, l_c – характерный активный размер расслоения. При этом явно или неявно полагается $G_{III} = G_{IIIc}$ и в (2.5) второе и третье слагаемое объединены. Действительно, в интегральном подходе вариация по Гриффитсу характерной длины трещины расслоения означает, например, в эллиптическом расслоении [30, 57–59, 91, 92] вариацию площади расслоения, где присутствуют, вообще говоря, все моды (фиг. 5).

В локальной форме критерия (2.5) с использованием аналитических методов определения НДС (прикладные теории) составляющие G вычисляются через внутренние обобщенные силы и обобщенные перемещения на фронте трещины расслоения (“балочный подход”). В [291] для классической балки с расслоением (фиг. 6а) G_{II} выделяется из G через составляющие НДС после симметризации (изгибающие моменты M'_j и продольные силы соответствуют равным кривизнам κ_j частей 1 и 2 расслоившейся балки – трещина закрыта) (фиг. 6). Моде I соответствуют равные по величине моменты и поперечные силы (фиг. 6). С учетом сдвигов по Тимошенко разделение мод I и II



Фиг. 6

для стержней исследовано в [254, 262, 305, 306], с учетом геометрической нелинейности в [137, 156, 170, 253, 254, 263]. В частности, отмечаются [156] трудности в условиях выделения сдвиговой моды II разрушения (закрытой трещины) при значительных поперечных сдвигах для $h_1 \neq h_2$ и больших перемещениях (фиг. 6).

В работах [67, 69] рассмотрено вычисление G_{III} при изгибе пластины с расслоением для разных приближений теории, отмечена невозможность такого выделения в рамках приближения Кирхгофа. Применение приближения типа Рейсснера [27, 28] для определения НДС показывает, что в некоторых случаях [69] G_{III} может существенно превосходить G_{II} .

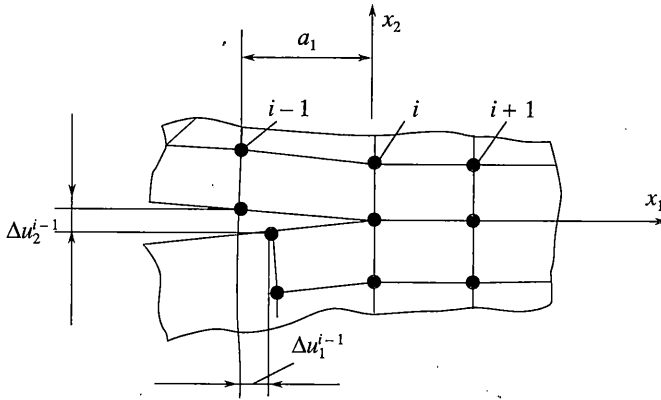
В [253] отмечается влияние на величины G_I и G_{II} в балке возможной неуравновешенности структур расслоившихся частей – несовпадение геометрических и упругих осей сечений h_1 и h_2 (фиг. 6).

Модельные задачи о трещинах – расслоениях на границе двух изотропных тел – рассмотрены в [7, 32, 33]. Осесимметричная задача об отдиращии кольцевого слоя давлением в расслоении с ограничениями по перемещениям решена методом граничных интегральных уравнений [7], плоская задача сведением к системам сингулярных интегральных уравнений [32], трехмерная – при помощи асимптотических разложений [33]. Получены и параметрически исследованы соотношения между G_I и G_{II} , в частности, в зависимости от механических связей в устье трещин, сделаны выводы о погрешности модели “заделки” для тонкостенных отслоений в вершине трещины.

В работах [270, 271] сделан аналитический упругий анализ G_I , G_{II} в плоских ортотропных телах балочной формы с расслоениями. Многие оценки удалось получить масштабированием результатов для изотропных тел при помощи двух параметров $\lambda = E_2/E_1$ и $\rho = 1/2(E_1E_2)^{1/2}G^{-1} - (v_{12}v_{21})^{1/2}$. В [276] на основе анализа в рамках теории упругости обсуждается ограниченность балочного подхода для разделения мод. Некоторые результаты по определению коэффициентов интенсивности напряжений K_I , K_{II} , K_{III} в модельных задачах о расслоениях в анизотропных кусочно однородных слоистых телах представлены в [275, 283]. Результаты используются для анализа влияния структуры слоистого композита $[\pm\theta]$ и $[0/\pm\theta^\circ/90^\circ]$ на соотношение мод разрушения.

Метод конечных элементов (МКЭ) используется чаще всего для вычисления G_I , G_{II} , G_{III} при обосновании интегральных “балочных” формул для обработки эксперимента [50, 140, 174, 242, 244, 269] по определению вязкостей межслойного разрушения. Суть метода аналогична способу Ирвина в континуальной среде (фиг. 7) (“метод закрытия трещины”):

$$G_I = \frac{F_2^i \Delta u_2^{i-1}}{2a_1 a_3}, \quad G_{II} = \frac{F_1^i \Delta u_1^{i-1}}{2a_1 a_3}$$



Фиг. 7

Здесь a_j – размеры конечных элементов по x_j , F_j^i – силы в узле i , Δu_1^{i-1} – разрывы перемещений в узле $i-1$. Точность существенно зависит от a_j [269].

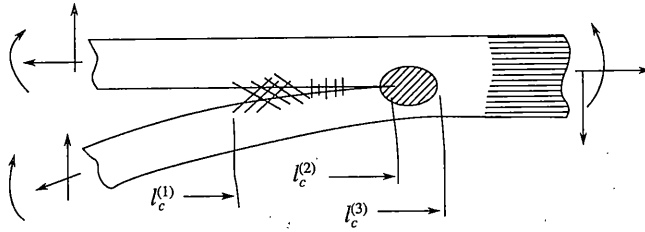
Конечноэлементный плоский анализ позволяет оценить погрешность и границы применения балочных подходов [286], оценить вклад “посторонних” мод при экспериментальном определении G_{Ic} , G_{IIc} [140]. Иногда применяют специальный сингулярный конечный элемент в вершине трещины расслоения [138, 197], чтобы избежать излишнего дробления области или устранить осцилляцию решения.

2.1.4. Некоторые особенности применения критериев роста расслоений. В знаменателях в (2.5) – вязкости разрушения при “чистых” модах. Однако механизмы роста расслоений существенно различны: МI – преимущественно адгезия, МII и МIII – когезия (фиг. 4). Количественно эти механизмы в композитах зависят от свойств компонентов, укладки слоев, степени армирования [15, 170, 198, 206, 239, 259]. Отсюда различие в параметрах l , m , n в (2.5), подбираемых из аппроксимации данных экспериментов на смешанных модах. При таких модах существенно взаимодействие механизмов расслоения, характерных для различных мод, проявление синергетического эффекта [152, 206, 214, 259]. В [16] предложено вводить в критерии “совместные” вязкости разрушения.

Далее, парциальные вязкости разрушения в композитах из однонаправленных слоев существенно зависят от разности направлений укладки соседних слоев [156, 162, 253, 256], от толщины прослойки [112, 113, 198, 214, 259], т.е. не являются константами композита.

К особенностям применения (2.5) надо отнести и неопределенность понятия размера трещины l_c (фиг. 8). Для многих слоистых композитов характерно наличие в концевой области пластичной зоны, микротрещин (фиг. 4), нормальных и тангенциальных механических связей берегов расслоения – пучков волокон [15, 32, 46, 114, 170, 189]. Механизмы образования, роль и вклад этих связей в развитие расслоений различны в модах I, II, III. Приняв за параметр трещины $l_c^{(3)}$, влияние связей можно отнести к вычислению G_I , G_{II} , G_{III} полагая вязкости разрушения константами данного композита [32, 46], или к увеличению G_{Ic} , G_{IIc} , G_{IIIc} [170, 206, 214]. В [15, 16] предложено различать характерные размеры трещины $l_{cI} \neq l_{cII}$ при вычислении G_I , G_{II} .

Другой подход к этой проблеме заключается в том, чтобы за l_c принимать $l_c^{(1)}$ (фиг. 8), а всю ситуацию в вершине считать накоплением повреждений перед трещи-



Фиг. 8

ной [14, 17, 18, 25, 60, 61, 131] и учитывать уменьшением вязкостей разрушения. При этом возникает проблема учета скачка перемещений на берегах трещины расслоения в вершине [46] и формулировки условий здесь при применении прикладных теорий для определения НДС. В частности, применение гипотезы общей прямой нормали здесь [30, 60, 61] может привести к завышению усилий в слоях и G_I , G_{II} [33, 69, 70].

Отметим, что несплошность концевой зоны трещины расслоения в композитах (фиг. 4, 8) может поставить под сомнение применимость условий (2.3). Вычисление J – интегралов по замкнутому контуру вокруг вершины трещины – подразумевает сплошность тела внутри контура.

Дополнительные трудности в разделении мод и в оценке поведения трещины расслоения связаны с возможной анизотропией расслоившихся частей конструкции (даже при квазиизотропии без расслоений) [6, 253], выходом трещины расслоения из своей плоскости.

Наконец, еще раз отметим, что (2.2), (2.5) определяют лишь условия страгивания трещины расслоения. Методами квазистатики можно исследовать только устойчивый ее рост (для роста требуется увеличение нагрузок). В случае неустойчивого роста пренебрегать динамическими эффектами, в частности энергией волн, нельзя [81]. В наиболее общей форме вопросы устойчивости роста трещин расслоения изложены в [11, 12, 21]. Нельзя применять энергетические критерии для тел без трещины [81] или в “интегральной форме” – сравнением состояний на конечном приращении трещины, как сделано в [74, 75], также из-за неучета динамических эффектов.

2.1.5. Процессы роста расслоений. В работах [31, 64, 77, 162, 283] приведены обзоры ранних результатов по росту трещин расслоения в многонаправленной слоистой пластине от прямолинейного края. В пакетах структур $[\pm\theta^\circ]$ при растяжении преобладает мода разрушения III (продольный сдвиг). Аналитические оценки на основе решения двумерных уравнений анизотропной теории упругости [283] и МКЭ [182, 212, 255] дают $G_I/G_{III} \sim 10^{-2}$. Установлено, что рост трещин по моде III при малых длинах трещины $l_c < (h+2h)$ неустойчив (h – толщина пластины), далее трещина растет с $G_{III} \approx \text{const}$ практически до полного расслоения пластины [138, 283]. Характер зависимости G_{III} от θ приблизительно повторяет зависимость $\eta_{16}(\theta)$ (фиг. 1, а).

В случаях преобладания моды I в трещине расслоения у края пластины (структуры $[0/90^\circ]$, $[\pm\theta^\circ/0/90^\circ]$) рост ее, как правило, устойчив при растяжении, нагреве, увеличении влажности ([138, 299, 308] – МКЭ, [195, 213] – эксперимент).

При изгибе пластины безразличный характер роста краевых расслоений ($G \approx \text{const}$) обнаруживается в экспериментах [255] и расчетах МКЭ [212] не только в пластинах упомянутых структур, но и в пластинах структур $[0/\theta^\circ]$, $[\pm\theta^\circ/90^\circ]$. Зависимость G_{II} от l_c при росте расслоения в трехслойной балке при изгибе изучена в [107].

В [293] предложено учитывать вязкопластические эффекты в вершине краевой трещины расслоения, что позволяет распространить результаты на $l_c \rightarrow 0$. Это анало-

гично “отрезанию” напряжением предела текучести кривой напряжение – длина трещины в классической механике трещин вблизи $l_c = 0$.

Развитие расслоений в многонаправленных композитных пластинах около круговых отверстий при растяжении, исследованы аналитически [200] и МКЭ [52, 232]. При конечной ширине пластины зоны разрушения от отверстия после этапа устойчивого роста начинают взаимодействовать с зонами разрушения от свободных кромок, рост становится неустойчивым [52]. Экспериментальное изучение развития расслоений от отверстия при сжатии и низкоскоростном ударе изучено в [258]. Качественно результаты близки с [52].

Теоретически и экспериментально в [119, 120] исследованы трещины сдвига МП, МШ при трехточечном изгибе композитной пластины с эллиптическими расслоениями. Изучено распределение G_{II} , G_{III} по контуру.

Изгиб произвольных трансверсально изотропных пластин с круговыми закрытыми расслоениями (моды II, III) и условия роста их проанализированы в [66–67, 235], ортотропных в [68], с отверстием, окруженным расслоением, в [69]. Установлено, что возмущение, вносимое расслоением в напряженно-деформированное состояние пластины при изгибе, быстро убывает по мере удаления от него. Закрытое расслоение по моде II имеет тенденцию расти в направлении максимума градиента изгибающего момента, в частности, к ближней границе пластины [67], в ортотропной пластине – преимущественно в направлении оси большей жесткости [68]. Наличие в пластине отверстия, окруженного круговым расслоением, снижает G_{II} и G_{III} на контуре расслоения. Однако с ростом расслоения фронт трещины перестает “чувствовать” отверстие. Существенно смягчает ситуацию на контуре расслоения [69] отказ от гипотезы общей прямой нормали и применение сдвиговой теории изгиба пластины типа Рейсснера [27, 28]. Рост расслоений, как правило, неустойчив.

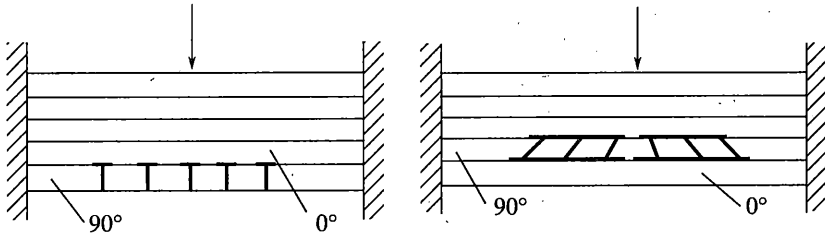
Решение МКЭ осесимметричной задачи изгиба пластины с несколькими расслоениями различных радиусов [265] показало, что вначале растет трещина меньшего радиуса. Однако этот вывод недостаточно обоснован, тем более, если расслоения меньшего радиуса не посередине пластины по толщине, где G экстремально [66, 301].

Рост расслоений в пластинах в поле остаточных напряжений исследован в [29, 231]. При этом существенным для роста оказывается кинетика образования остаточных напряжений и изменения прочностей [29], неоднородность невозмущенного поля напряжений и НДС отслоившейся части, разгружается ли она или нет [29, 231]. В частности, краевое расслоение круговой пластины в поле остаточных напряжений может быть устойчивым [231].

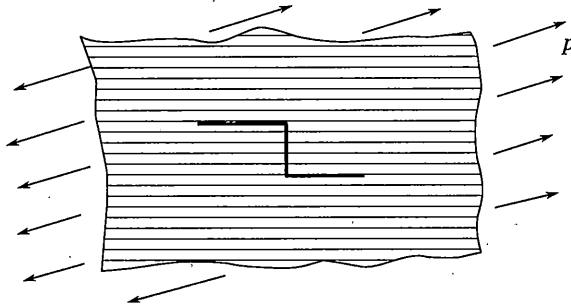
Модельные задачи взаимодействия внутрислойных трещин вдоль волокон и межслойных расслоений в композитах $[0/90^\circ]$ при растяжении (слой ориентирован по нагрузке) рассмотрены в [197, 286]. МКЭ [286] установлено, что эллиптическое расслоение на пересечении внутрислойных трещин имеет тенденцию расти перпендикулярно нагрузке преимущественно по моде III. Расслоения от двух параллельных внутрислойных трещин в слоях 90° растут навстречу друг другу в основном также по моде III [197]. Однако, если внутрислойные трещины у поверхности стержня, то существенна составляющая и MI.

В [272, 277, 297] экспериментально и теоретически (МКЭ) изучено влияние поперечных к нагрузке внутрислойных трещин (в слоях ориентации 90°) и развивающихся от них расслоений на характер нелинейности диаграммы растяжения σ – ϵ в композитных стержнях структур $[\pm\theta^\circ/90^\circ/0]$. Расслоения и здесь растут преимущественно на МII.

Взаимодействие внутрислойных трещин и расслоений в стержнях структур $[0/90^\circ]$ при изгибе исследовано в [246, 255]. Процесс разрушения обычно начинается с образования внутрислойных трещин в опасном сечении слоя 90° с наибольшими положи-



Фиг. 9



Фиг. 10

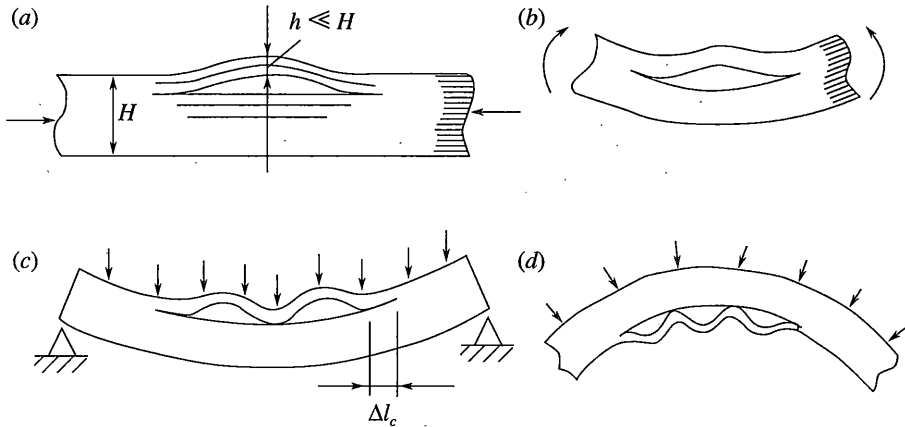
тельными деформациями. Затем появляются расслоения, взаимодействующие между собой (фиг. 9). Процессы роста расслоений из неустойчивых, как правило, переходят в устойчивые.

Устойчивость роста расслоений от концов поперечной трещины в слоистом произвольно нагруженном композите аналитически исследована в [65]. Установлено, в частности, что уже небольшое отклонение внешней нагрузки от направления армирования приводит к неустойчивости роста расслоений (фиг. 10).

2.2. Устойчивость. 2.2.1. *Устойчивость отслоений.* Отслоениями в композитах называют приповерхностные расслоения относительно небольшой толщины. При деформировании элемента конструкции возможно выпучивание отслоения (локальная форма потери устойчивости) (фиг. 11). Это не всегда ведет к отказу, однако может ухудшить эксплуатационные характеристики изделия [21, 286]. Литература по устойчивости отслоений в стержнях, пластинах и оболочках проанализирована в [21, 30, 36, 115, 121, 237, 286]. Здесь остановимся на общей характеристике подходов и некоторых особенностях проблем устойчивости и закритического поведения, характерных для композитов.

Как и в традиционных задачах, вопросы устойчивости отслоений сводятся к задачам на собственные значения [9, 38, 41, 154, 286] или к применению энергетических методов [12, 13, 21, 42, 48, 49, 55, 70, 91, 136, 236]. При этом используют нелинейные технические теории пластин [13, 70, 91, 111, 121, 136, 154] и оболочек [9, 42, 55], МКЭ [137, 147, 163, 199, 287].

В аналитических подходах, как правило, ограничиваются одночленными приближениями, полагая на контуре выпучившегося отслоения условия жесткого защемления [9, 25, 30, 42, 48, 49, 55, 60, 70, 91]. При безмоментном невозмущенном состоянии (сжатие) выпучивание отслоения – единственный вариант при росте нагрузки. Если до-



Фиг. 11

критическое состояние моментно, то в зависимости от свойств и геометрии возможно общее разрушение в районе расслоения или рост его без выпучивания [66, 67, 70, 154, 236].

Анизотропные отслоения [123, 136, 237, 303], отслоения с начальным прогибом вследствие остаточных напряжений, удара [13, 153, 264, 286], нагрева [91, 153, 286], отслоения с надрезами (“карманообразные”) [57, 58] при сжатии или сдвиге выпучиваются без бифуркации.

Результаты экспериментального изучения устойчивости отслоений в композитах приведены в [56, 57, 130, 147, 153].

К проблеме устойчивости отслоений примыкает поведение отслоившегося несущего слоя в трехслойных тонкостенных элементах конструкций [125, 175, 196, 218]. Особенностью в аналитическом исследовании здесь является учет сильной разницы в механических свойствах заполнителя и несущего слоя. Как правило, критические значения сжимающихся усилий в несущем слое здесь ниже, чем в многослойном композите [125, 196].

2.2.2. Закритическое поведение отслоений. Закритика при нагружении характеризуется ростом нормальных перемещений, перестройкой форм и присущим только слоистым композитам увеличением размеров отслоения. Именно проблеме роста выпучившегося отслоения посвящено большинство работ. Обзоры есть в статьях [30, 115, 162, 199, 286].

Задачи о квазистатическом закритическом росте одномерных и двумерных отслоений в пластинах рассмотрены в работах [60, 115, 130, 147, 162, 199, 257, 286–288], в оболочках в [9, 48, 49]. Состояние в отслоении описывается геометрически нелинейно в приближениях прикладных теорий Кармана, Миндлина [9, 48, 49, 60, 115, 130, 257] либо МКЭ [199, 286–288].

Рост размеров отслоения определяется критерием (2.2) [9, 48, 49, 60, 199] или (2.5) с разделением мод в остальных упомянутых работах. Вкладом мод III обычно пренебрегают.

Из результатов теоретических исследований по закритике и экспериментальных работ [56, 58, 130, 147] можно сделать следующие выводы. При одноосном сжатии пластины или цилиндрической оболочки отслоение в виде эллипса с несильно различающимися осями растет преимущественно в направлениях, перпендикулярных сжатию [48, 49, 56, 60, 87, 115, 199]. В случае ортотропного отслоения и при двухосном

сжатии рост идет преимущественно в направлениях большей жесткости [163, 199]. С увеличением размеров отслоения отношение G_I/G_{II} падает, что в случае терморезистивных связующих (для них характерно $G_{Ic} \ll G_{IIc}$) может влиять на направление роста отслоения [115, 147, 199].

Все это относится к случаю жесткого нагружения (задаются деформации) – рост размеров отслоения обычно устойчив [48, 60, 199]. При мягком нагружении рост чаще всего неустойчив [115, 286].

Сжатие пластин с ортотропными отслоениями может вызвать вторичные внутрислойные трещины [58] вдоль армирования – закрытое расслоение станет открытым.

В случае удлиненного в одном направлении отслоения при сжатии вдоль него потеря устойчивости и закритика может происходить с образованием нескольких волн [130, 163]. Причиной формы с несколькими волнами может быть кривизна оболочки [9, 30] (фиг. 11, *d*), характер нагрузки [70, 236] (фиг. 11, *c*), возможна перестройка форм закритического состояния в процессе квазистатического нагружения.

2.2.3. Некоторые особенности в исследовании устойчивости и закритики отслоений. При аналитическом исследовании на базе прикладных теорий на границе отслоения, как правило, ставятся условия жесткого защемления. В [38, 41] в рамках трехмерной линеаризованной теории устойчивости показано, что критические значения параметра нагрузки при этом могут быть сильно завышены. Основная причина этого – низкая поперечная к слоям и сдвиговая жесткость композита. Поэтому ситуация на границе далека от жесткого защемления [60, 81]. Аналогичные результаты получены в [121], а для отслоений в трехслойных пластинах в [195, 218].

Усложняет анализ возможность закрытых участков Δl_c (фиг. 11, *c*) трещины отслоения вблизи границы при потере устойчивости и закритике [9, 70, 133, 236, 257, 288], внутрислойные разрушения по матрице в отслоении при потере устойчивости [58, 288], несовпадения осей эллиптического расслоения с его главными направлениями упругости и направлением сжатия [136, 237, 301, 303].

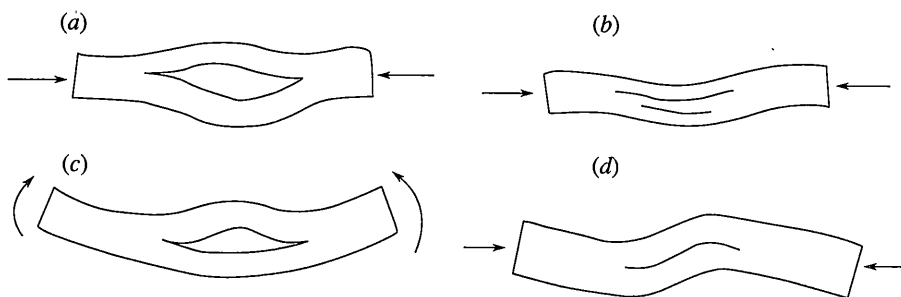
Наличие механических связей между отслоением и основным материалом (трехмерное армирование) существенно увеличивает значение критического параметра [133, 256, 257]. Там же аналитически показано, что с учетом этих связей моделью упругого основания Винклера закритический рост отслоения в стержне устойчив даже при мягком нагружении стержня.

Точность раздела по модам скорости высвобождения энергии G и форма критерия (2.5) сильно влияют на адекватность описания закритического поведения и роста отслоения [21, 137, 147, 157, 286]. В особенности это относится к композитам на терморезистивных матрицах, где, как отмечалось уже, $G_{IIc} \gg G_{Ic}$.

2.2.4. Общие формы потери устойчивости тонкостенных композитных элементов с расслоениями (показаны на фиг. 12). Обзоры можно найти в работах [39, 205, 210, 284]. Теоретическое исследование этих проблем существенно сложнее устойчивости тонких отслоений. Возмущенное состояние отлично от невозмущенного и в областях, удаленных от зоны расслоения, или вообще по всему объему.

Определению критических значений параметров сжимающейся нагрузки и форм в стержнях с одним расслоением на базе технических теорий посвящены работы [90, 93, 186, 204], при изгибе – [187, 236]. В работе [256] исследовано влияние поперечного армирования на критическую силу при сжатии. Задачи устойчивости стержней с несколькими расслоениями рассматривались в статьях [93, 205, 210, 211] при помощи МКЭ. Отмечается, что здесь характерны асимметричные формы (фиг. 12, *d*) с преобладанием сдвиговых деформаций в зоне расслоений.

Общие формы потери устойчивости пластин исследованы теоретически в [266, 301], оболочек – в [4, 42, 188]. В частности, при одноосном сжатии углепластиковой пластины с несколькими круговыми расслоениями по толщине (следствие локального удара)



Фиг. 12

существует пороговое значение параметра $k = N\beta$ (N – число расслоений, β – отношение их диаметра к ширине пластины). Величина критической нагрузки “не чувствует” расслоений, если k ниже порогового [266]. Пороговое значение относительного размера вытянутого эллиптического расслоения в цилиндрической оболочке под внешним давлением обнаружено в [188]. Экспериментальные результаты по этим проблемам есть в [186, 187, 205, 216, 266, 284].

Закритическое поведение элементов конструкций с нелокальными формами [42, 186, 187], как и в случае тонких отслоений, сопровождается обычно ростом трещин [139, 266] или приводит к разрушению [145, 266]. Обычно такая закритика недопустима [3].

В работе [47] исследовано влияние порядка укладки слоев в стержне без начальных расслоений на величину критической силы. Отмечен странный результат: помещение слоев ориентации 0° (по нагрузке) в структуре $[0^\circ/\pm 45^\circ]$ наружу может привести к снижению этой силы. Очевидно, что в этом случае потере устойчивости предшествует расслоение от краев.

Теория разрушения ортотропных тел с макротрещинами при сжатии вдоль них построена в работах [37, 39–41] применительно к слоистым композитам. В основе лежит трехмерная линейризованная теория упругой устойчивости. Решены задачи для пространства, полупространства, стержня с системами параллельных трещин расслоения.

2.3. Кинетика расслоений. 2.3.1. Циклические нагрузки. Обзоры по проблеме и результатам даны в работах [21, 30, 36, 134]. Механизмом роста трещин расслоения является постепенное накопление повреждений, микротрещин, пластических зон перед фронтом, что снижает эффективные вязкости межслойного разрушения [11, 21, 25, 78, 88, 134]. В случаях большого числа циклов до разрушения эти факторы учитываются обычно феноменологически в уравнениях роста размера расслоения типа Пэриса: $dl_c/dN = A(N, \Delta G^m, G_{\max}, r, l_c, G_c)$. Здесь N – число циклов, ΔG и G_{\max} – размах и максимум G в цикле, r – характеристика цикла, A , m – экспериментальные параметры [78, 134, 152, 191].

Аналитическое описание процессов роста трещин расслоения строится обычно аналогично закономерностям, для традиционных конструкционных материалов. Однако особенности композитов ставят под сомнение возможность создания универсальных уравнений роста трещин расслоения.

В.В. Болотиным построена многопараметрическая (параметры – геометрия трещин) теория циклического роста трещин расслоения [10, 11, 21, 25]. Компоненты вектора функций накопления повреждений в точках фронта трещин расслоения находятся из кинетических уравнений с учетом полей напряжений перед фронтом расслоения, геометрии, вязкости разрушения и т.д. [25]. В рамках теории решены задачи циклического роста выпучившихся отслоений в композитных пластинах [58, 61], цилиндричес-

ких [49, 57] и сферических [30, 55] оболочках для различных нагружений и видов цикла. В работах [29, 59] исследовано влияние остаточных напряжений на циклический рост расслоений.

Трудности в изучении и описании роста расслоений при циклических нагружениях, кроме отмеченного выше, состоят в следующем. Сильна зависимость процессов от характеристики цикла и частоты осцилляций [21, 78, 280]. При знакопеременных циклах механизмы роста при макрорастяжении и сжатии различны: в последнем возможны выпучивания волокон и слоев (синергетический эффект) [78, 152, 162, 250]. При сдвиговых модах образование микротрещин в прослойке не только под углами одного знака (фиг. 4, с), но и другого [134]. Особенно эти эффекты сильны у неподкрепленных краев [78, 179, 250].

Более важным, чем в квазистатике, является правильность раздела мод из-за сильного влияния механизмов друг на друга (тоже синергизм) [57, 92, 191], возможность связи функций накопления повреждений в прослойке, зависящих от нормальных и касательных напряжений, различие пороговых значений G_I и G_{II} . Закрытые (M II) и открытые (M I) расслоения различно реагируют на среду [88, 89]. Далее, ошибки из-за трактовки условий на фронте отслоения как в заделке (п. 2.2.3) при знакопеременном цикле (отслоение выпучивается и схлопывается) могут сильнее влиять на результат из-за накопления повреждений. При нескольких расслоениях по толщине элемента, работающего на изгиб, в зоне с расслоениями на части цикла с $\sigma > 0$ преимущественно подрастают толстые расслоения, при $\sigma < 0$ выпученные тонкие [21]. Существенно больше при знакопеременных циклах по сравнению со статикой взаимодействие межслойных расслоений и внутрислойных трещин вдоль волокон (прыжки расслоений по толщине) [78, 152].

Перечисленные особенности затрудняют истолкование экспериментальных результатов [152, 191].

2.3.2. Длительные нагружения. Обзоры работ приведены в [21, 30, 78, 131]. Механизмы развития здесь с одной стороны проще, чем при циклических нагрузках, однако накопление повреждений может зависеть от температуры, вязкоупругих эффектов, в особенности для композитов на термопластичных матрицах, агрессивных сред. Многопараметрическая теория В.В. Болотина [11, 21] учитывает и эти факторы, а также возможную обратимость роста расслоений (“залечивание трещин”).

Экспериментальному изучению температурно-временных зависимостей условий роста расслоений посвящены работы [14, 17, 280]. В частности, отмечается [280], что зависимость G_{Ic} от температуры немонотонна для углепластов на термопластичных матрицах (некоторое увеличение G_{Ic} до $T = 37^\circ \text{C}$, затем снижение). В композитах на термореактивных смолах G_{Ic} и G_{IIIc} монотонно снижаются с ростом температуры [14, 17]. Отдельные результаты по длительному нагружению композитов с расслоениями на базе теории В.В. Болотина получены в [29, 49, 56, 60, 91] применительно к прикладным задачам об отслоениях в пластинах и оболочках. В [131] разработана пошаговая численная модель накопления повреждений, пластических зон и роста расслоений с коррекцией на каждом шаге. Модель учитывает раздел мод в вершине трещины.

2.3.3. Ударные нагружения. В работах [8, 104, 110, 126, 203, 281] приведены обзоры по феноменологии расслоений в композитах при ударных нагружениях, теориям и результатам экспериментов. Классификации поперечных ударных нагружений тел из традиционных материалов [44] обычно связаны со скоростями встречи ударника с преградой, волн сжатия, изгибных волн конструкций, скоростями деформаций, соответствующих фазовым переходам. В композитах число характерных параметров выше. Четкой классификации повреждений и механизмов разрушения конструкций из композитов при ударе нет. Фазовые переходы (взрыв, испарение, плавление) характерны для сверхвысоких скоростей встречи ($> 10 \text{ км/с}$).

Высокоскоростной (снаряд, метеориты) поперечный удар ($v > c_z$, где v – скорость встречи, $c_z = (1-3)$ км/с – осредненная скорость поперечной к слоям волны сжатия) приводит к локальным повреждениям. В зависимости от энергии ударника, толщины преграды, геометрии удара это может быть: пробивание, проникание, образование кратера [22, 54, 103, 104]. Все эти случаи сопровождаются расслоениями. Характер расслоений при высокоскоростном низкоэнергетическом ударе (кратер) по композитной пластине показан на фиг. 3, *a*. Появление трещин расслоения здесь связано с волной растяжения после отражения от тыльной поверхности мишени и поверхностей раздела слоев волны сжатия [8, 19, 22, 103, 148, 162]. Интегральные оценки раздела слоев волны сжатия [8, 19, 22, 103, 148, 162]. Интегральные оценки параметров и характера локальных повреждений при ударе с высокой скоростью и энергией и обзор подходов для этих случаев приведены в [103, 104]. Характерные формы пробоин и расслоений в многонаправленных углепластиковых пластинах при $h \sim d$ и $h > d$ показаны на фиг. 3, *b*, *3*, *c* [35, 104].

Последствия поперечных ударов со средними скоростями ($c_b < v < c_z$, где c_b – характерная скорость изгибной волны тонкостенной конструкции) и низкоскоростных ($v < c_b$) ударов (падающий инструмент, камни с аэродромного покрытия при взлете и посадке авиатехники, град, птицы и т.д.) более разнообразны, труднее поддаются анализу и прогнозу [22]. Роль расслоений, как правило, здесь выше. В зависимости от энергии ударника, геометрии, закрепления мишени, ее структуры возможны пробивание с расслоениями (фиг. 3, *b*), расслоения с внутрислойными трещинами [110, 162, 165, 208, 219] вдоль направлений армирования (фиг. 3, *d*), вибрации. Причем из-за волн изгиба повреждения типа внутрислойных и межслойных возможны и вдали от места удара (например, у заделки), т.к. в процесс деформирования вовлекается вся конструкция или большая ее часть [8, 35, 110, 126, 127, 162, 165, 219, 281]. По этой причине и энергия пробивания при низкоскоростном ударе (фиг. 3, *b*) зависит от размеров пластины, в отличие от высокоскоростного удара [8, 54, 103].

Размеры, характер расслоений при низкоскоростном поперечном ударе существенно зависят также от вида связующего [8, 18, 23, 126, 162, 281] (композиты на термореактивных связующих более склонны к расслоениям, чем на термопластичных [227]), от кривизны мишени [96, 217] (площадь расслоений снижается с ростом кривизны), от угла между направлениями армирования соседних слоев [8, 35, 105, 127, 193] (с увеличением этого угла площадь расслоения растет) преимущественно с направлением армирования следующего слоя композита.

При теоретическом исследовании низкоскоростного поперечного удара и столкновении результатов экспериментов часто используются энергетические подходы [8, 35, 45, 103, 104, 127, 129], явно или неявно основанные на квазистатике [74, 185, 241, 304].

Экспериментально обнаружено [35, 185], что характер и величина расслоений в многонаправленной пластине при низкоэнергетическом (без пробивания) поперечном ударе и статическом нагружении близки, если одинаковы энергии нагружения (соответственно, кинетическая энергия ударника и работа квазистатической силы).

Косвенно некоторые из этих факторов иногда учитываются введением динамических вязкостей межслойного разрушения: начальной (пороговой), распространения, блокирования [160, 201, 206, 227, 241, 281]. Они, вообще говоря, не являются константами материала, так как зоны пластических и вязких деформаций зависят не только от матрицы, но и от скоростей нагружения и роста трещин [160] (при малых скоростях зоны больше). Количественная оценка энергии волн при расслоении пластины вследствие поперечного удара дана в [126].

Воздействие на слоистую конструкцию импульса давления, если время его действия $\tau_0 \sim \tau_*$ (τ_* – время прохождения волны сжатия по толщине), можно при помощи теоремы об изменении импульса движения приближенно свести к ситуации удара те-

лом [22]. Механизмы расслоения композитных пластин теоретически в одномерной постановке исследованы при импульсном нагружении давлением в [8, 19, 22, 26], тепловым импульсом в [91].

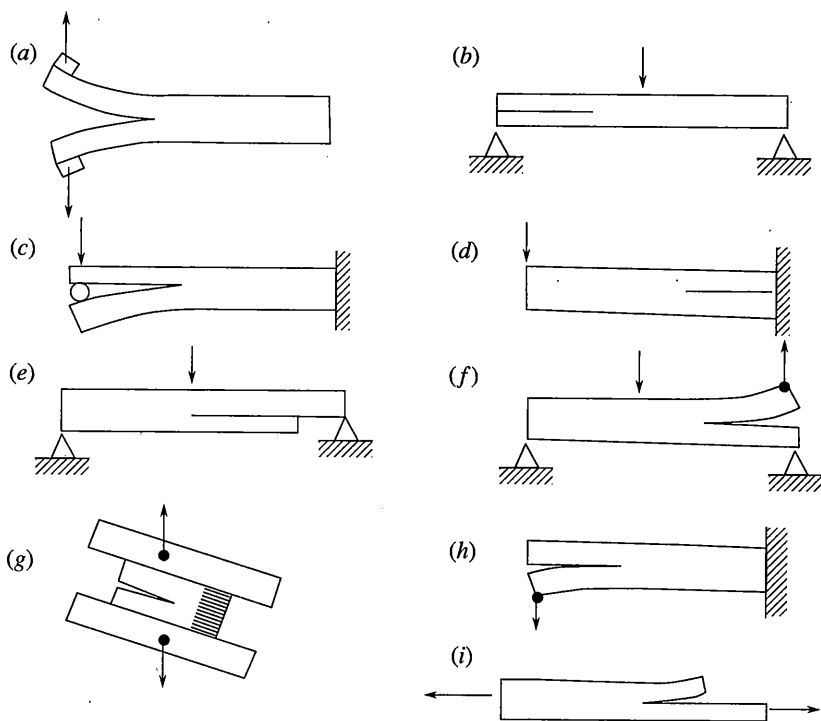
Целью [26] была геометрия слоистого пакета, при которой прохождение и отражение волн от границ пакета и слоев обеспечивает неположительность межслойных напряжений. Постановка [19, 22] для заданной структуры слоистого пакета учитывает накопление повреждений на поверхностях раздела, диссипацию энергии волны вследствие пластических деформаций. В [45] экспериментально установлено, что при импульсном нагружении слоистой оболочки (стеклотекстолит) предельные деформации вдвое превышают статические.

2.3.4. Остаточная послеударная прочность. Послеударные испытания на растяжение слоистых стержней и пластин обычно показывают незначительное снижение прочности [8, 278], однако в [54] отмечается, что это снижение может достигать до 60%, если скорость ударника близка к скорости пробивания. Результаты испытаний на сжатие [108, 240] считаются основными (американский стандарт). Как правило, прочность снижается [111, 141, 180] вследствие роста расслоений по моде II, микровыпучиваний, ветвления расслоений [110]. Механизмы изгибной прочности [129, 281] определяются макродеформациями растяжения или сжатия. Это относится и к усталостным послеударным испытаниям [23, 102, 129]. Вследствие общей анизотропии расслоившихся частей многонаправленных композитов выпучивание при сжатии начинается уже при малых сжимающих нагрузках [180].

Другой подход основан на изучении влияния поперечного низкоскоростного удара на правую часть условия (2.2). В [18, 23, 162] приведены результаты экспериментальных исследований зависимостей G_{Ic} и G_{IIc} от скорости и энергии удара, в [108, 141] – G_{IIc} . Все вязкости межслойного разрушения снижаются с ростом энергии удара. В большей степени это относится к G_{IIc} , ответственной и за остаточную прочность при сжатии. Композиты на терморезистивных и термопластичных смолах различно реагируют на поперечный удар: G_{IIc} меньше снижается с ростом энергии удара у термопластов, чем у терморезистивных, G_{Ic} и G_{IIIc} – в среднем наоборот [8, 18, 100, 108, 141]. Это проявляется и в снижении усталостной прочности в зависимости от знака напряжений цикла [8, 23, 100, 129].

2.3.5. Динамический рост расслоения. Теоретическое изучение динамики тонкого выпучившегося отслоения под действием продольного сжатия проведено в [122, 124] (жесткое нагружение) и в [304] (мягкое), продольное расклинивание полосы (жесткое нагружение) – в [43]. Общим является: “смягчение” ситуации в устье трещины расслоения в динамике по сравнению со статикой (вершина трещины, как правило, закрыта); скорость роста трещины может стремиться к скорости изгибной волны (всегда меньше); рост трещины может быть устойчивым и неустойчивым. При динамическом росте расслоения в полосе, жестко нагруженной по продольным границам, коэффициент интенсивности напряжений $K_I \rightarrow 0$ при $v \rightarrow c$ (c – скорость волны сдвига), а G_I явно не зависит от скорости роста трещины [201].

3. Определение вязкости межслойного разрушения. 3.1. Экспериментальные методы. Обзоры по методам определения вязкостей межслойного разрушения G_c по моде I есть в работах [141, 162, 169, 190, 206, 244], по М II в [108, 142, 146, 307], по смешанным модам М I/М II в [50, 155, 198, 242, 252]. На фиг. 13 представлены основные схемы нагружения слоистых стержней и пластин: (а) – М I [146, 162, 169]; (б)–(д) – М II [108, 162, 170, 262]; (е)–(и) – М I/М II [50, 98, 198, 242, 244, 306]. Моду III реализуют на двухкосольном образце (фиг. 13 а) нагружением в плоскости трещины [14, 18, 112, 144]. Начальную трещину обычно имитируют тефлоновой пленкой при изготовлении образца. Отношение G_I/G_{II} варьируется геометрией образца и нагружения. Нагружение используют мягкое и жесткое [166].



Фиг. 13

3.2. *Обработка результатов.* Вязкость разрушения обычно определяется или непосредственно по формулам типа (2.6) (энергия системы – площадь под кривой нагрузка-перемещение) [62, 113, 146, 164, 166, 168, 170, 230, 260], или через податливость образца с трещиной [108, 109, 144, 162, 169, 224, 279]. Для определения податливостей, как правило, применяются балочные модели: классические [14, 92, 109, 162, 190, 224], с учетом сдвигов [97, 98, 132, 254, 285, 306], геометрически нелинейные [108, 146, 169, 292, 306]. Лучшими формулами обработки результатов являются те, которые менее чувствительны к ошибкам в измерении перемещений и длин расслоений [109]. Теоретическая оценка погрешности балочных приближений делается или на моделях высокого порядка [97, 132] или МКЭ [50, 224, 238, 244, 247, 279].

Как и всем испытаниям композитов, методам определения G_c присущи сильный разброс результатов [50, 143], неустойчивость их [158]. Это объясняется гетерогенностью материала внутри слоя и межслойной [112–114, 141, 142, 214, 234, 243], факторами случайности в структуре [158]. Последнее сильнее сказывается на разбросе прочностных свойств по сравнению с жесткостными. Спецификой определения межслойных вязкостей являются существенная геометрическая нелинейность [62, 109, 166, 168, 282, 290] при испытаниях, трение в расслоении в модах II и смешанных [106, 108, 279], механические связи из пучков волокон перед и позади фронта трещины [141, 172, 230, 234].

3.3. *Зависимость G_c от параметров.* Вязкость G_{Ic} зависит от технологических параметров [55], она различна в однонаправленном композите вдоль и поперек плоскости ленты [172]. Во всех модах G_c различна между слоями разных направлений в многонаправленном композите [98, 113, 135, 243]. Результаты испытаний зависят от дли-

ны трещины [113, 135, 168, 169, 172, 242, 260], от толщины образца [109, 141, 143], от отношения толщин расслоившихся частей [50, 155, 170, 198, 262, 306], от скорости нагружения [34, 54, 158, 160, 164, 228, 247], от толщины адгезивной прослойки для М П [112, 114, 183]. Ширина образца сказывается на величине измеренной G_c вследствие различия напряженного состояния на фронте трещины у боковой поверхности и вдали от нее [135, 140, 234]. Фронт с ростом длины трещины искривляется.

Вязкость разрушения зависит от температуры [14, 17, 30, 112, 173, 209, 225, 280], причем неодинаково для различных связующих.

3.4. Стандартизация. Проблемы стандартизации методов определения межслойных вязкостей разрушения композитов весьма актуальны. Обзоры содержатся в работах [144, 252]. Для определения G_{Ic} американским, европейским и японским стандартами принята схема двойной коксоли (фиг. 13, а) [144]. Определение G_{IIc} и G_{IIIc} и вязкостей при смешанных модах до сих пор не стандартизировано по причинам, отмеченным выше. Для моды II чаще всего применяется и лучше обоснован вариант трехточечного изгиба с краевой трещиной (фиг. 13, б). Испытания по определению G_{IIIc} [6, 14, 18, 112, 114] и при смешанных модах [92, 120, 183, 190, 262, 271] наиболее проблематичны. Разбросы результатов разных лабораторий велики. Здесь в большей степени сказываются особенности разрушения композита как конструкции: взаимодействие механизмов разрушения MI и MII в прослойке [198, 214], “гребенчатость” поверхности разрушения, “перескоки” трещин расслоения в соседние прослойки [198, 203, 243, 255, 262, 271], поворот начального фронта трещины в композитах структур $[\pm\theta]$ и однонаправленных, вырезанных под углом к направлению армирования [6, 24, 183, 243]. Истолкование результатов связано и с точностью раздела мод [156, 168].

Предлагаются различные модификации методов с целью преодолеть эти трудности: увеличение жесткости нагружения [183, 243], варьирование ширины и толщины образцов [141, 144], одинаковость образцов [50] и условий нагружения [98] при вариации MI/MII, обеспечение устойчивости роста трещины [7, 108, 155, 158, 164, 168, 243].

Построение тензоров межслойной прочности [24, 243] затруднено многопараметричностью композитов.

4. Предотвращение расслоений. Обзор по этой теме приводится в [162]. Из (2.6) очевидно, что меры сводятся либо к повышению G_c , либо к снижению G .

4.1. Методы увеличения вязкости разрушения. Основным является выбор связующего. Так, замена терморепактивных (обычно эпоксидных) смол термопластичными (полиэфирными, полиэфиркетоновыми, полиамидными, полисульфидными) или введение добавок может увеличить G_{Ic} в десять и более раз [105, 161, 162]. Увеличение G_{IIc} незначительно [161], что объясняется различием механизмов расслоения. Однако, послеударная прочность на сжатие может оказываться ниже у композитов на термопластичных связующих [8, 162] вследствие остаточных макродеформаций.

Значительно влияние на G_c таких технологических факторов, как температурный режим и давление прессования [53, 105, 151, 159], способов обработки волокна [79, 203]. Увеличение толщины адгезионного слоя повышает G_{IIc} и G_{IIIc} за счет роста зоны пластического разрушения [94, 233, 251], однако снижает остальные механические характеристики композита.

Поперечная прошивка уже сформированных тонкостенных композитных пакетов – также способ предотвращения и развития расслоений. Обзоры содержатся в [99, 149, 229]. Прошивка значительно увеличивает послеударную прочность, особенно на сжатие [177, 207, 221, 295]. Однако при прошивке образуются зоны обогащенные смолой, возможны изгибы основных армирующих волокон [149], снижение плотности армирования [207, 295]. Это приводит к уменьшению жесткости и прочности в плоскости пластины [149, 207]. Добавление рубленых волокон кевлара в углепластик повышает G_{IIc} в два раза без снижения основных характеристик композита [261]. Вискеризация угле-

родных волокон (выращивание “усов”) повышает G_{Ic} до 2–3 раз [202, 298]. Поперечное или косое армирование небольшой концентрации тонкими стальными иголками повышает поперечную и сдвиговую прочности до полутора раз [51].

Способом повысить G_{Ic} является и гибридизация композитов: вставки в углепластик слоев стеклопластика, органопластика повышает вязкость разрушения и ударную прочность [72, 101, 118, 178].

4.2. *Способы снижения скорости высвобождения энергии деформации.* Это могут быть стошеры трещин из более жесткого композита вблизи конструктивных концентраторов напряжений [84–86]. Либо в композит вводятся локальные вставки – полосы из композита меньшей жесткости или адгезива для смягчения кромочных эффектов [116, 192, 267, 268].

Мерами, направленными на смягчение или подавление кромочных эффектов, являются: подбор последовательности слоев с различными направлениями укладки для снижения поперечных напряжений [128, 171, 194], механическая обработка краев, отверстий, выточек [117, 250, 268], закрепление края скобами или дюбелями [171, 181, 219].

Однако многие из этих мер ведут к снижению эффективности композитов по сравнению с другими конструкционными материалами [105, 162]. В заключение заметим, что расслоения иногда приводят к снижению макроконцентрации напряжений [105, 149].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 0001-00423).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Акбаров С.Д., Гузь А.Н. Об одном эффекте в механике разрушения композитных материалов // Докл. АН СССР. 1986. Т. 290. № 1. С. 23–26.
2. Альтенбах А. Основные направления теории многослойных тонкостенных конструкций. Обзор // Механика композитных материалов. 1998. Т. 34. № 3. С. 333–348.
3. Арнольд Р., Кедвард К., Снайер Е. Устойчивость подкрепленных панелей // Прикладная механика композитов // Ред. Ю.М. Тарнопольский. М.: Мир, 1989. С. 58–107.
4. Бабич Д.В. Влияние расслоения материала на устойчивость ортотропных цилиндрических оболочек // Прикл. механика. 1988. Т. 24. № 10. С. 52–56.
5. Берлин А.А., Тополкараев В.А., Баженов С.Л. О влиянии расслоения на процесс разрушения композитов // Физические аспекты прогнозирования разрушения и деформирования гетерогенных материалов. Л.: Физ.-техн. ин-т им. Иоффе, 1987. С. 102–112.
6. Бейлин В. Расслоение композитных пластин под растяжением // Механика композитных материалов. 1995. Т. 31. № 1. С. 45–50.
7. Бирюков А.П., Гольдштейн Р.В., Григорьев А.Г. Осесимметричная задача об отслаивании при наличии ограничений на смещения // Изв. АН СССР. МТТ. 1991. № 5. С. 100–108.
8. Богданович А.Е. Деформирование и начальное разрушение слоистых композитов при ударных нагрузках // Механика конструкций из композиционных материалов // Ред. В.Д. Протасов. М.: Машиностроение, 1992. Вып. 1. С. 38–61.
9. Болотин В.В., Зебельян З.Х. Устойчивость упругих сферических оболочек с расслоениями // Расчеты на прочность. М.: Машиностроение, 1981. Вып. 22. С. 150–165.
10. Болотин В.В. Дефекты типа расслоений в конструкциях из композитных материалов // Механика композитных материалов. 1984. № 2. С. 239–255.
11. Болотин В.В. Многопараметрическая механика разрушения // Расчеты на прочность. М.: Машиностроение, 1984. Вып. 25. С. 12–33.
12. Болотин В.В. Разрушение композиционных материалов по типу отслоений // Расчеты на прочность. М.: Машиностроение, 1986. Вып. 27. С. 8–20.
13. Болотин В.В. Повреждение и расслоение композитов по типу расслоений // Механика композитных материалов. 1987. № 3. С. 424–432.
14. Болотин В.В., Ефимов А.Е., Мезенцев Н.С., Шебунин И.В., Шугорев В.Н. Трещиностойкость композитных материалов на полимерных связующих при поверхностных температурах // Механика композитных материалов. 1988. № 5. С. 839–844.

15. Болотин В.В. Межслойное разрушение композитов при комбинированном нагружении // Механика композиционных материалов. 1988. № 3. С. 410–418.
16. Болотин В.В., Нефедов С.В., Шугорев В.Н. Сопrotивление композиционных материалов межслойному разрушению // Расчеты на прочность. М.: Машиностроение, 1989. Вып. 30. С. 47–66.
17. Болотин В.В., Мурзаханов Г.Х., Шугорев В.Н. Влияние повышенных температур на удельную работу межслойного разрушения композитных материалов с полимерной матрицей // Механика композитных материалов. 1990. № 6. С. 1033–1037.
18. Болотин В.В., Ефимов А.Е., Мезенцев Н.С., Шугорев В.Н. Экспериментальное исследование влияния локального ударного нагружения на межслойную прочность композитов // Механика композитных материалов. 1990. № 1. С. 48–51.
19. Болотин В.В., Гришко А.А., Шугорев В.Н. О разрушении слоистых композитов при поверхностном ударе // Механика композитных материалов. 1990. № 2. С. 225–230.
20. Болотин В.В. Об устойчивости обратимых трещин // Изв. АН СССР. МТТ. 1990. № 3. С. 102–109.
21. Болотин В.В. Ресурс машин и конструкций. М.: Машиностроение, 1990. 447 с.
22. Болотин В.В., Гришко А.А. Численное моделирование разрушения слоистых композитов при ударных воздействиях // Изв. РАН. МТТ. 1993. № 3. С. 151–160.
23. Болотин В.В., Шугорев В.Н. Влияние низкоскоростных ударов на остаточную прочность композитов // Механика композитных материалов. 1993. Т. 29. № 4. С. 478–487.
24. Болотин В.В., Болотина К.С., Радин В.П., Шугорев В.Н. Характеристика трещиностойкости слоистых композитов // Механика композитных материалов. 1966. Т. 32. № 1. С. 21–31.
25. Болотин В.В., Нефедов С.В., Митричев Т.В. Рост отслоений в элементах конструкций из композитов при циклическом нагружении // Механика композиционных материалов и конструкций. 1997. Т. 3. № 1. С. 3–22.
26. Васильев В.В., Сибиряков А.В. Распространение упругих волн в слоистой полосе // Изв. АН СССР. МТТ. 1985. № 1. С. 104–109.
27. Васильев В.В. О теории тонких пластин // Изв. РАН. МТТ. 1992. № 3. С. 26–47.
28. Васильев В.В. Механика конструкций из композиционных материалов. М.: Машиностроение, 1988. 270 с.
29. Воронцов А.Н., Мурзаханов Г.Х. Образование и рост технологических дефектов в изделиях из прессованных композитов // Механика композитных материалов. 1988. № 3. С. 526–533.
30. Воронцов А.Н., Мурзаханов Г.Х., Шугорев В.Н. Разрушение конструкций из композитных материалов по типу расслоений // Механика композитных материалов. 1989. № 6. С. 1007–1023.
31. Геракович К. Кромочные эффекты в слоистых композитах // Прикладная механика композитов // Ред. Ю.М. Тарнопольский. М.: Мир, 1989. С. 295–341.
32. Гольдштейн Р.В., Перелмутер М.Н. Трещина со связями на границе материалов. Препринт № 568. М.: ИПМ РАН, 1966. 72 с.
33. Гольдштейн Р.В., Коновалов М.Б. Асимптотический анализ пространственной задачи о трещине-расслоении в двухслойной пластине // Изв. РАН МТТ. 1996. № 3. С. 62–71.
34. Грабильников А.С., Машинская Г.П., Железина Г.Ф., Зиневич О.М., Деев И.С. Межслойная трещиностойкость гибридного композитного материала АЛОР // Механика композитных материалов. 1994. Т. 30. № 2. С. 196–208.
35. Грецук Л.Б. Разрушение композитных материалов при ударах с малыми скоростями // Динамика удара / Ред. С.С. Григорян. М.: Мир, 1985. С. 8–46.
36. Григолюк Э.И., Коган Е.А., Мамай В.И. Проблемы деформирования тонкостенных слоистых конструкций с расслоениями // Изв. РАН. МТТ. 1994. № 2. С. 6–32.
37. Гузь А.Н. О механике разрушения композитных материалов при сжатии вдоль макротрещин // Прикл. механика. 1982. Т. 18. № 6. С. 3–9.
38. Гузь А.Н., Назаренко В.М. К теории приповерхностного отслаивания композитных материалов при сжатии вдоль макротрещин // Механика композитных материалов. 1985. № 5. С. 826–833.
39. Гузь А.Н., Назаренко В.М. Механика разрушения материалов при сжатии вдоль трещин (обзор). Высокоэластические материалы // Прикл. механика. 1989. Т. 25. № 9. С. 3–32.

40. Гузь А.Н., Назаренко В.М., Назаренко С.М. Разрушение композитов при сжатии вдоль периодически размещенных параллельных круговых расслоений // Прикл. механика. 1989. Т. 25. № 3. С. 3–10.
41. Гузь А.Н. Механика разрушения композитных материалов при сжатии. Киев: Наук. думка, 1990. 630 с.
42. Железко И.П., Ободан Н.И. Влияние расслоений на несущую способность оболочек // Изв. АН СССР. МТТ. 1986. № 6. С. 153–158.
43. Зегжда С.А., Морозов Н.Ф., Семенов Б.Н. О “балочном” подходе в задачах распространения трещин // Изв. РАН. МТТ. 1999. № 3. С. 114–120.
44. Зукас Д.А. Проникание и пробивание твердых тел // Динамика удара / Ред. С.С. Григорян. М.: Мир, 1985. С. 110–172.
45. Иванов А.Г., Цыпкин В.И. Деформация и разрушение стеклопластиковых оболочек при экстремальных импульсных нагрузках // Механика композитных материалов. 1987. № 3. С. 472–480.
46. Каминский А.А. Моделирование квазистатического процесса разрушения у края трещины в полимерах и композитах при длительном нагружении (обзор) // Прикл. механика. 1996. Т. 32. № 7. С. 3–30.
47. Кедвард К., Спайер Е., Арнольд Р. Устойчивость элементов конструкций, работающих на сжатие // Прикладная механика композитов // Ред. Ю.М. Тарнопольский. М.: Мир, 1989. С. 8–57.
48. Кисляков С.А., Нефедов С.В. Равновесные размеры эллипсоидальных отслоений в ортотропной цилиндрической оболочке // Науч. тр. МЭИ. 1984. Вып. 26. С. 29–33.
49. Кисляков С.А. Устойчивость и рост отслоений в цилиндрической оболочке из композитного материала при сжатии // Механика композитных материалов. 1985. № 4. С. 653–657.
50. Корякин А., Рикардс Р., Бухгольц Ф., Рихард Х., Бледски А.К., Ванг Х. Исследование межслойной вязкости разрушения межслойных полимерных композитов // Механика композитных материалов. 1998. Т. 34. № 3. С. 307–322.
51. Краснов В.И., Кузнецов В.А., Максаков А.Ю. Автоматизированный способ трансверсального армирования композитов коротковолокнистой арматурой // Механика композитных материалов. 1987. № 3. С. 499–504.
52. Кузнецов С.Ф., Парцевский В.В. К моделированию разрушения тонкостенных элементов конструкций из слоистых многонаправленных композитных материалов // Механика композитных материалов. 1983. № 1. С. 26–32.
53. Музыкаченко В.П., Дроздов М.А., Шляхов В.И. Влияние высокоскоростного удара на остаточную прочность преград из полимерных композиционных материалов // Пробл. прочности. 1991. № 7. С. 67–69.
54. Мурзаханов Г.Х., Несин Д.Н. Расчет роста эллипсоидальных отслоений в сферической оболочке при циклическом нагружении // Науч. тр. МЭИ. 1984. Вып. 26. С. 15–20.
55. Мурзаханов Г.Х., Кисляков С.А. Экспериментально-теоретическое исследование развития расслоений в пластинах из композитного материала // Науч. тр. МЭИ. 1986. Вып. 83. С. 10–15.
56. Мурзаханов Г.Х., Шугорев В.Н. Экспериментально-теоретическое исследование кинетики роста карманообразных отслоений в цилиндрической оболочке из композиционного материала // Сб. науч. тр. МЭИ. 1988. Вып. 190. С. 10–14.
57. Мурзанов Г.Х., Шугорев В.Н. Влияние вторичных трещин на устойчивость и рост отслоений в конструкциях из композитов // Механика композитных материалов. 1988. № 6. С. 1120–1124.
58. Мурзанов Г.Х., Шугорев В.Н. Рост технологических дефектов типа расслоений в прессованных композитах // Пробл. прочности. 1989. № 8. С. 54–57.
59. Нефедов С.В. Анализ роста эллипсоидальных отслоений в композитах при длительных квазистатических нагрузках // Механика композитных материалов. 1988. № 5. С. 827–833.
60. Нефёдов С.В. Расчет роста эллипсоидальных отслоений в пластинах из композиционных материалов при межслойном разрушении // Сб. науч. тр. МЭИ. 1988. Вып. 190. С. 14–18.
61. Ободан Н.И., Железко И.П., Шерстюк Г.Г. Влияние нелинейных эффектов на разрушение тонкостенных конструкций с расслоениями // Прикл. механика. 1990. Т. 26. № 7. С. 67–71.

62. *Парцевский В.В.* Моментные эффекты в плоской задаче для перекрестно армированного слоистого композита // Механика композитных материалов. 1979. № 1. С. 46–50.
63. *Парцевский В.В.* Приближенный анализ механизмов разрушения слоистых композитов у свободного края // Механика композитных материалов. 1980. № 2. С. 246–263.
64. *Парцевский В.В.* Расслоения в континуально-дискретной модели композита // Изв. АН СССР. МТТ. 1984. № 5. С. 55–60.
65. *Парцевский В.В.* Расслоения композитных пластин при изгибе // Механика композитных материалов. 1990. № 6. С. 1047–1050.
66. *Парцевский В.В.* Круговое расслоение в композитной пластине произвольной формы при изгибе // Изв. РАН. МТТ. 1996. № 1. С. 137–145.
67. *Парцевский В.В.* Об изгибе ортотропной слоистой пластины с расслоением // Изв. РАН. МТТ. 1996. № 3. С. 104–109.
68. *Парцевский В.В.* Расслоения у отверстий в композитных пластинах при изгибе // Изв. РАН. МТТ. 1998. № 3. С. 59–65.
69. *Парцевский В.В., Рябцев А.С.* Дефекты типа расслоений в композитных пластинах при изгибе // Тр. 17-й Междунар. конф. по теории оболочек и пластин. Казань: Изд-во КГУ, 1996. Т. 1. С. 87–92.
70. *Пелех Б.Л., Мачуга О.С.* Двухпараметрическая модель разрушения адгезионных соединений // Механика композитных материалов. 1988. № 6. С. 1034–1039.
71. *Перов Ю.Ю.* Исследование механических свойств гибридных композитов, склонных к кромочному расслоению // Механика композитных материалов. 1990. № 1. С. 61–68.
72. *Перов Ю.Ю.* Предотвращение кромочного расслаивания слоистых пластиков // Механика композитных материалов. 1991. № 3. С. 468–473.
73. *Полилов А.Н.* Объяснение масштабного эффекта на основе энергетического критерия разрушения // Изв. АН СССР. МТТ. 1984. № 1. С. 106–110.
74. *Полилов А.Н., Погарский М.В.* Оценка опасности продольных трещин при сжатии композитных элементов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1992. № 4. С. 87–93.
75. *Поляков В.А., Жигун И.Г., Хитров В.В.* Оценка напряжений в зоне кромочного эффекта при растяжении слоистых композитов // Механика композитных материалов. 1987. № 5. С. 787–796.
76. *Поляков В.А., Перов Ю.Ю.* Экспериментальные методы оценки кромочного эффекта. Обзор // Механика композитных материалов. 1989. № 2. С. 318–331.
77. *Рейфснейдер К.* Повреждение конструкций из композитов в процессе эксплуатации // Прикладная механика композитов // Ред. Ю.М. Тарнопольский. М.: Мир, 1989. С. 108–142.
78. *Рикардс Р., Бухгольц Ф., Бледзки А., Уакер Г., Корякин А.* Влияние поверхностной обработки стекловолокон на межслойную вязкость разрушения при моде I, II и смешанной моде // Механика композитных материалов. 1996. Т. 32. № 5. С. 636–662.
79. *Селихов А.Ф., Кутьинов В.Ф., Ушаков А.Е.* Особенности обеспечения прочности и ресурса авиаконструкций, выполненных из полимерных композитных материалов, с учетом их повреждаемости // Механика композитных материалов. 1990. № 3. С. 469–479.
80. *Слепян Л.И.* Механика трещин. Л.: Судостроение, 1981. 296 с.
81. *Тарнопольский Ю.М.* Расслоение сжимаемых стержней из композитов // Разрушение композитных материалов. Рига: Зинатне, 1979. С. 160–166.
82. *Тихомиров В.В.* Межфазная трещина в трансверсально-изотропной композитной среде // ПММ. 1996. Т. 60. Вып. 5. С. 848–853.
83. *Трушин Ю.П., Ушаков А.Е., Шалун Г.Б., Файзрахманов Н.Г.* Экспериментальное исследование методов обеспечения эксплуатационной живучести углепластиковых конструкций при одноосном растяжении // Механика композитных материалов. 1986. № 5. С. 931–933.
84. *Ушаков А.Е.* Выбор рационального подкрепления конструктивных вырезов в углепластиковых панелях // Механика композитных материалов. 1990. № 1. С. 93–97.
85. *Ушаков А.Е., Подлипная Т.Г.* Экспериментальное исследование прочности углепластиковых панелей со стопперами трещин при наличии конструктивных вырезов // Механика композитных материалов. 1987. № 3. С. 493–498.

86. Чай Х., Бэбкок К.Д., Кнаусс В.Г. О моделировании роста дефекта расслоения в композитной пластине при действии продольной импульсной нагрузки // Прочность и разрушение композитных материалов. Рига: Зинатне, 1983. С. 45–47.
87. Черепанов Г.П. Механика разрушения композиционных материалов. М.: Наука, 1983. 296 с.
88. Черепанов Г.П. Механика разрушения многослойных оболочек. Теория трещин расслаивания // ПИММ. 1983. Т. 47. Вып. 5. С. 832–845.
89. Шаповалов Л.А., Парамонов В.В. Об устойчивости двухслойной полосы при осевом сжатии с учетом упругого контакта слоев // Изв. вузов. Машиностроение. 1989. № 12. С. 7–10.
90. Шебунин И.В. Поведение отслоений в композитных материалах при тепловом воздействии // Механика композитных материалов. 1988. № 4. С. 644–650.
91. Шугорев В.Н. Дефекты типа отслоений при совместном действии отрыва и межслойного сдвига // Механика композитных материалов. 1987. № 3. С. 539–542.
92. Adan M., Sheinman I., Altus E. Buckling of multiply delaminated beams // J. Compos. Mater. 1994. V. 28. № 1. P. 77–90.
93. Aksoy A., Carlsson L.A. Interlaminar shear fracture of interleaved graphite/epoxy composite // Compos. Sci. and Technol. 1992. V. 43. № 1. P. 55–69.
94. Altus E., Ishai O. Transverse cracking and delamination interaction in the failure process of composite laminates // Compos. Sci. and Technol. 1986. V. 26. № 1. P. 59–77.
95. Baker A.A., Jones R., Callinau R.J. Damage tolerance of graphite/epoxy composite // Compos. Structures. 1985. V. 4. № 1. P. 15–44.
96. Balendran B. On the double cantilever beam specimen for mode – I interface delamination // Trans. ASME. J. Appl. Mech. 1994. V. 61. № 2. P. 471–473.
97. Bhashyam S., Davidson B.D. Evaluation of data reduction methods for the mixed mode bending test // AIAA J. 1997. V. 35. № 3. P. 546–552.
98. Bibo G.A., Hogg P.J. The role of reinforcement architecture on impact damage mechanisms and post-impact compression behaviour // J. Mater. Sci. 1996. V. 31. № 5. P. 1115–1137.
99. Breadley W.L. Relationship of matrix toughness to interlaminar fracture toughness // Composite Materials Series. V. 6 Application of Fracture Mechanics to Composite Materials / Ed. K. Friedrich. Amsterdam: Elsevier, 1989. P. 159–187.
100. Browning C.E., Schwartz H.S. Delamination resistant composite concepts // Compos. Mater.: Test. and Design: 7th Conf. / Ed. J.M. Whitney. Philadelphia, Pa: ASTM, 1986. P. 256–265.
101. Cantwell W.J., Curtis P., Morton J. Post – impact fatigue performance of carbon fibre laminates with non-woven and mixed woven layers // Composites. 1983. V. 14. № 3. P. 301–305.
102. Cantwell W.J., Morton J. Comparison of the low and high velocity impact response of CFRP // Composites. 1989. V. 20. № 6. P. 545–551.
103. Cantwell W.J., Morton J. Impact perforation of carbon fiber reinforced plastic // Compos. Sci. and Technol. 1990. V. 38. № 2. P. 119–141.
104. Cantwell W.J., Morton J. The significance of damage and defects and their detection in composite materials: a review // J. Strain Analysis Eng. Des. 1992. V. 27. № 1. P. 29–42.
105. Carlsson L.A., Gillespie J.W., Pipes R.B. On the Analysis and design of the end notched flexure (ENF) specimen for mode II testing // J. Compos. Mater. 1986. V. 20. № 6. P. 594–604.
106. Carlsson L.A., Sendlein L.S., Merry S.L. Characterization of face speed/core shear fracture of composite sandwich beam // J. Compos. Mater. 1991. V. 25. № 1. P. 101–116.
107. Carlsson L.A., Gillespie J.W. Mode II interlaminar fracture of composites // Composite Materials Series. V. 6. Application of Fracture Mechanics of Composite Materials // Ed. K. Friedrich. Amsterdam: Elsevier, 1989. P. 113–157.
108. Caprino G. The use thin DCB specimens for measuring mode I interlaminar fracture toughness of composite materials // Compos. Sci. and Technol. 1990. V. 39. № 2. P. 147–158.
109. Chai H., Knauss W.G., Babcock C.D. Observation of damage growth in compressively loaded laminates // Exper. Mech. 1983. V. 23. № 3. P. 329–337.
110. Chai H., Babcock C.D. Two-dimensional modelling of compressive failure in delaminated laminates // J. Compos. Mater. 1985. V. 19. № 1. P. 67–91.
111. Chai H. Shear fracture // Intern. J. Fracture. 1988. V. 37. № 2. P. 137–159.
112. Chai H. On the correlation between the mode I failure of adhesive joints and laminated composites // Eng. Fract. Mech. 1986. V. 24. № 3. P. 413–431.

113. *Chai H.* Interlaminar shear fracture of laminated composites // Intern. J. Fracture. 1990. V. 43. № 2. P. 117–131.
114. *Chai H.* Three-dimensional fracture analysis of thin-film debonding // Intern. J. Fracture. 1990. V. 46. № 4. P. 237–256.
115. *Chan W.C.* Delamination arrester – an adhesive inner layer in laminated composites // Compos. Mater.: Fatigue and Fracture // Ed. H.T. Hahn. Philadelphia, Pa: ASTM, 1986. P. 176–196.
116. *Chan W.S., Ochoa O.O.* Suppression of edge delamination in composite laminates by terminating a critical ply near the edges // AIAA/ASME/ASCE/AHS: 29th Struct., Struct. Dyn. and Mater. Conf. Williamsburg, Va. Collect. Techn. Pap. Washington, D.C., 1988. Pt 1. P. 359–364.
117. *Chan W.S., Wang A.S.D.* Effects of a 90° ply on matrix cracks and edge delamination in composite laminates // Compos. Sci. and Technol. 1990. V. 38. № 2. P. 143–157.
118. *Chatterjee S.N., Dick W.A., Pipes R.B.* Mixed-mode delamination fracture in laminated composites // Compos. Sci. and Technol. 1986. V. 25. № 1. P. 49–67.
119. *Chatterjee S.N.* Analysis of test specimens for interlaminar mode II fracture toughness. Pt 1, 2 // J. Compos. Mater. 1991. V. 25. № 5. P. 470–511.
120. *Chattopadhyay A., Gu H.* New higher order plate theory in modelling delamination buckling of composite laminates // AIAA Journal. 1994. V. 34. № 8. P. 1709–1716.
121. *Chen H.-P., Ngo H.C.* Dynamic analysis of delamination growth // AIAA Journal. 1992. V. 30. № 2. P. 447–448.
122. *Chen H.-P.* Transverse shear effects on buckling and postbuckling of laminated and delaminated plates // AIAA Journal. 1993. V. 31. № 1. P. 163–169.
123. *Chen H.-P., Leib D.* Dynamic delamination growth in laminated composite structures // Compos. Sci. and Technol. 1993. V. 46. № 4. P. 325–333.
124. *Cheng S.-H., Lin C.-C., Wang J.T.-S.* Local buckling of delamination sandwich beams using continuous analysis // Intern. J. Solid and Struct. 1997. V. 34. № 2. P. 275–288.
125. *Choi H.Y., Downs R.J., Chang F.-K.* A new approach toward understanding damage mechanism and mechanics of laminated composites due to low-velocity impact. Pt 1, 2 // J. Compos. Mater. 1991. V. 25. № 8. P. 992–1038.
126. *Choi H.Y., Chang F.-K.* A model for predicting damage in graphite/epoxy laminated composites resulting from lowvelocity point impact // J. Compos. Mater. 1992. V. 26. № 14. P. 2134–2169.
127. *Christensen R.M., DeTeresa S.J.* Elimination/minimization of edge-induced stress singularities in fiber composite laminates // Intern. J. Solids and Struct. 1992. V. 29. № 10. P. 1221–1231.
128. *Clark G.* Modelling of impact damage in composite laminates // Composites. 1989. V. 20. № 3. P. 209–214.
129. *Comiez J.M., Waas A.M., Shahwan K.W.* Delamination buckling experiment and analysis // Intern. J. Solid and Struct. 1995. V. 32. № 6/7. P. 767–782.
130. *Corigliano A.* Formulation, identification and use of interface models in the numerical analysis of composite delamination // Intern. J. Solid and Struct. 1993. V. 30. № 20. P. 2279–2811.
131. *Corleto C.R., Hogan H.A.* Energy release rates for the ENF specimen using a beam on an elastic foundation // J. Compos. Mater. 1995. V. 29. № 11. P. 1420–1436.
132. *Cox B.N.* Delamination and buckling in 3D composites // J. Compos. Mater. 1994. V. 28. № 12. P. 1114–1126.
133. *Dahlen C., Springer G.S.* Delamination growth in composites under cyclic loads // J. Compos. Mater. 1994. V. 28. № 8. P. 732–781.
134. *Davidson B.D.* An analytical investigation of delamination front curvature in double cantilever beam specimen // J. Compos. Mater. 1990. V. 24. № 11. P. 1124–1137.
135. *Davidson B.D.* Delamination buckling theory and experiment // J. Compos. Mater. 1991. V. 25. № 10. P. 1351–1378.
136. *Davidson B.D., Krafchak T.M.* Analysis of instability – related delamination growth using a crack tip element // AIAA Journal. 1993. V. 31. № 11. P. 2130–2136.
137. *Davidson B.D.* Energy release rate determination for edge delamination under combined inplane bending and hydrothermal loading. Pt 1 // J. Compos. Mater. 1994. V. 28. № 11. P. 1009–1031. Pt 2. V. 28. № 14. P. 1371–1392.
138. *Davidson B.D., Krafchak T.M.* A comparison of energy release rates for locally buckled laminates containing symmetrically and asymmetrically located delamination // J. Compos. Mater. 1995. V. 29. № 6. P. 700–713.

139. Davidson B.D., Kruger R., Konig M. Three dimensional analysis and resulting design recommendations for unidirectional and multidirectional end-notched flexure test // J. Compos. Mater. 1995. V. 29. № 16. P. 2108–2133.
140. Davies P., Benzeggagh M.L. Interlaminar mode I fracture testing // Composite Materials Series. V. 6 Application of Fracture Mechanics to Composite Materials / Ed. K. Fridrich. Amsterdam: Elsevier, 1989. P. 81–112.
141. Davies P., Moore D.R. Glass/nylon – 6.6 composites: delamination resistance testing // Compos. Sci. and Technol. 1990. V. 38. № 3. P. 211–227.
142. Davies P., Moulin C., Kausch H.H., Fischer M. Measurement of G_{Ic} and G_{IIc} in carbon/epoxy composites // Compos. Sci. and Technol. 1990. V. 39. № 3. P. 193–205.
143. Davies P., Kausch H.H., Williams J.G. et al. Round-robin interlaminar fracture testing of carbon-fibre-reinforced epoxy and PEEK composites // Compos. Sci. and Technol. 1992. V. 43. № 2. P. 129–136.
144. Davila C.G., Jonson E.R. Analysis of delamination initiation in postbuckled dropped-ply laminates // AIAA Journal. 1993. V. 31. № 4. P. 721–727.
145. Devitt D.F., Schapery R.A., Bradley W.L. A method for determining the mode I delamination fracture toughness of elastic and viscoelastic composite materials // J. Compos. Mater. 1980. V. 14. Oct. P. 270–285.
146. Donaldson S.L. The effect of interlaminar fracture properties on the delamination buckling of composite laminates // Compos. Sci. and Technol. 1987. V. 28. № 1. P. 33–44.
147. Dorey G. Impact damage in composites-development, consequences and prevention // Proc. 6th Intern Conf. Compos Mater. and 2nd Europ. Conf. Compos. Mater. London, 1987. V. 3. P. 3.1–3.26.
148. Dransfield K., Baillie C., Mai Y.-W. Improving the delamination resistance of CFRP by stitching – A review // Compos. Sci. and Technol. 1994. V. 50. № 3. P. 305–317.
149. Dharani L.R., Tang H. Macromechanics characterization of sublaminar damage // Intern. J. Fracture. 1990. V. 46. № 2. P. 123–140.
150. Dubois F., Keunings R. DCB testing of thermoplastic composites: a non-linear micro-macro numerical analysis // Compos. Sci. and Technol. 1997. V. 57. № 4. P. 437–450.
151. Eggers H., Goetting H.C., Bauml H. Synergism between layers cracking and delaminations in multidirectional laminates of carbon-fibre-reinforced epoxy // Compos. Sci. and Technol. 1994. V. 50. № 3. P. 343–354.
152. Evans A.G., Hutchinson J.W. On the mechanics of delamination and spalling in compressed film // Intern. J. Solids Struct. 1984. V. 20. № 5. P. 455–466.
153. Fei Z., Yin W.L. Postbuckling growth of a circular delamination in a plate under axisymmetric compression and bending // Proc. 12th Southeastern Conf. on Theoret. and Appl. Mech. Pine Mountain, CA, 1984. P. 130–134.
154. Fernlund G., Spelt J.K. Mixed-mode fracture characterization of adhesive joints // Compos. Sci. and Technol. 1994. V. 50. № 4. P. 441–449.
155. Fernlund G., Papini M., McCammond D., Spelt J.K. Fracture load predictions for adhesive joints // Compos. Sci. and Technol. 1994. V. 51. № 4. P. 587–600.
156. Fish J.C., Lee S.W. Delamination of tapered composite structures // Eng. Fract. Mech. 1989. V. 34. № 1. P. 43–54.
157. Frassine R. The application of double torsion testing to unidirectionally reinforced composite materials // J. Compos. Mater. 1992. V. 26. № 9. P. 1339–1350.
158. Frassine R., Pavan A. The combined effects of curing and environmental exposure on fracture properties of woven carbon/epoxy laminates // Compos. Sci. and Technol. 1994. V. 51. № 4. P. 495–503.
159. Friedrich K., Walter R., Carlsson L.A., Smiley A.J., Gillespie J.W. Mechanisms for rate effects on interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites // J. Mater. Sci. 1989. V. 24. № 9. P. 3387–3398.
160. Friedrich K. Fractographic analysis of polymer composites // Composite Materials Series. V. 6. Application of Fracture Mechanics to Composite Materials / Ed. K. Friedrich. Amsterdam: Elsevier, 1989. P. 425–487.
161. Garg A.C. Delamination – a damage mode in composite structures // Eng. Fract. Mech. 1988. V. 29. № 5. P. 557–584.
162. Giannakopoulos A.E., Nilsson K.-F., Tsamasphyros G. The contact problem at delamination // Trans. ASME. J. Appl. Mech. 1995. V. 62. № 4. P. 989–996.

163. Gillespie J.W., Carlsson L.A., Smiley A.J. Rate-dependent mode I interlaminar crack growth mechanisms in graphite/epoxy and graphite/PEEK // *Compos. Sci. and Technol.* 1987. V. 28. № 1. P. 1–15.
164. Grady J.E., Sun C.T. Dynamic delamination crack propagation in graphite/epoxy laminate // *Compos. Mater.: Fatigue and Fracture* / Ed. H.T. Hahn. Philadelphia, Pa: ASTM, 1986. P. 5–31.
165. Hall R.B., Pagano N.J. On the application of energy release rates // *Composites. Pt A.* 1997. V. 28. № 9/10. P. 833–838.
166. Harrison P.N., Johnson E.R. A mixed variational formulation for interlaminar stresses in thickness-tapered composite laminates // *Intern. J. Solids Struct.* 1996. V. 33. № 16. P. 2377–2400.
167. Hashemi S., Kinloch A.J., Williams J.G. The analysis of interlaminar fracture in uniaxial fibre-polymer composites // *Proc. Roy. Soc. London. Ser. A.* 1990. V. 427. № 1872. P. 173–199.
168. Hashemi S., Kinloch A.J., Williams J.G. The effect of geometry, rate and temperature on the mode I, mode II and mixed-mode I/II interlaminar fracture of carbon-fibre/poly (ether-ether-ketone) composites // *J. Compos. Mater.* 1990. V. 24. № 9. P. 918–956.
169. Hashemi S., Kinloch A.J., Williams J.G. Mechanics and mechanisms of delamination in a poly(ether sulphone) – fibre composite // *Compos. Sci. and Technol.* 1990. V. 37. № 5. P. 429–462.
170. He S., Rao M.D. Residual stresses and delamination problems induced by curing of damped composite laminates // *J. Compos. Mater.* 1994. V. 28. № 2. P. 112–129.
171. Hine P.J., Brew B., Duckett R.A., Ward I.M. The fracture behaviour of carbon fibre reinforced poly(ether-ether-ketone) // *Compos. Sci. and Technol.* 1988. V. 33. № 1. P. 33–71.
172. Hine P.J., Brew B., Duckett R.A., Ward I.M. Failure mechanisms in carbon fibre reinforced poly(ether-ether-ketone). II: material variables // *Compos. Sci. and Technol.* 1991. V. 40. № 1. P. 47–67.
173. Hwu C., Hu J.S. Stress intensity factors and energy release rates of delaminations in composite laminates // *Eng. Fract. Mech.* 1992. V. 42. № 6. P. 977–988.
174. Hwu C., Hu J.S. Buckling and postbuckling of delaminated composite sandwich beams // *AIAA Journal.* 1992. V. 30. № 7. P. 1901–1909.
175. Hwu C., Kao C.J., Chang L.E. Delamination fracture criteria for composite laminates // *J. Compos. Mater.* 1995. V. 29. № 15. P. 1962–1987.
176. Jain L.K., Mai Y.-W. On the effect of stitching on mode I delamination toughness of laminated composites // *Compos. Sci. and Technol.* 1994. V. 51. № 3. P. 331–345.
177. Jang B.Z., Chen L.C., Wang C.Z., Lin H.T., Zee R.H. Impact resistance and energy absorption mechanisms in hybrid composites // *Compos. Sci. and Technol.* 1989. V. 34. № 3. P. 331–345.
178. Johnson W.S., Wallis R.R. Fatigue behaviour of continuous-fiber silicon carbide/aluminium composites // *Compos. Mater.: Fatigue and Fracture* / Ed. H.T. Hahn. Philadelphia, Pa: ASTM, 1986. P. 161–175.
179. Jones R., Baker A.A., Callinan R.J. Residual strength of impact damage composites // *Intern. J. Fracture.* 1984. V. 24. № 1. P. R51–R53.
180. Jones R.M. Free-edge reinforcement concepts for composite laminates // *Mech. Compos. Mater.* 1st USSR – US Symp. Riga, 1989. P. 9–18.
181. Joo J.W., Sun C.T. A failure criterion for laminates governed by free edge interlaminar shear stress // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 10. P. 1510–1522.
182. *Interlaminar Response of Composite Materials* / Ed. N.J. Pagano. Amsterdam: Elsevier, 1989. 259 p.
183. Isometsa J., Lahtinen H. Criteria for matrix failure in continuous FRP-composites – A literature study. Pt I: Matrix cracking // *Raket. Mekan.* 1996. V. 29. № 1. P. 3–28.
184. Kaczmarek H., Maison S. Comparative ultrasonic analysis of damage in CFRP under static indentation and low-velocity impact // *Compos. Sci. and Technol.* 1994. V. 51. № 1. P. 11–26.
185. Kardomateas G.A. End fixity effects on the buckling and postbuckling of delaminated composites // *Compos. Sci. and Technol.* 1989. V. 34. № 2. P. 113–128.
186. Kardomateas G.A. Snap buckling of delaminated composites under pure bending // *Compos. Sci. and Technol.* 1990. V. 39. № 1. P. 63–74.
187. Kardomateas G.A., Chung C.B. Thin film modeling of delamination buckling in pressure loaded laminated cylindrical shells // *AIAA Journal.* 1992. V. 30. № 8. P. 2119–2133.
188. Kardomateas G.A., Carlson R.L. A micromechanical model for the fiber bridging of macrocracks in composite plates // *J. Trans. ASME. J. Appl. Mech.* 1996. V. 63. № 1. P. 225–233.

189. *Keary P.E., Ilcewicz L.B., Shaar C., Trostle J.* Mode I interlaminar fracture toughness of composites using slender double cantilevered beam specimens // *J. Compos. Mater.* 1985. V. 19. № 2. P. 154–177.
190. *Kenane M., Benzeggagh M.L.* Mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites under fatigue loading // *Compos. Sci. and Technol.* 1997. V. 57. № 5. P. 597–605.
191. *Kennedy J.M.* Damage tolerance of woven graphite/epoxy buffer strip panels // *J. Compos. Mater.* 1991. V. 25. № 9. P. 1218–1241.
192. *Kim C.-G., Jun E.-J.* Impact resistance of composite laminated sandwich plates // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 15. P. 2247–2261.
193. *Kim D.M., Hong C.S.* A simple sublaminar approach to design of thick composite laminates for suppression of free-edge delamination // *Compos. Sci. and Technol.* 1991. V. 43. № 2. P. 147–158.
194. *Kim D.M., Hong C.S.* Mode II free-edge delamination in laminated composite under uniaxial compression // *J. Compos. Mater.* 1995. V. 29. № 1. P. 2–14.
195. *Kim W.C., Miller T.C., Dharan C.K.H.* Strength of composite sandwich panels containing debonds // *Intern. J. Solids Struct.* 1993. V. 30. № 2. P. 211–223.
196. *Kim Y., Im S.* Delamination cracks originating from transverse cracking in cross-ply laminates under various loadings // *Intern. J. Solids Struct.* 1993. V. 30. № 16. P. 2143–2161.
197. *Kinloch A.J., Wang Y., Williams J.G., Yayla P.* The mixed-mode delamination of fibre composite materials // *Compos. Sci. and Technol.* 1993. V. 47. № 3. P. 225–237.
198. *Klug J., Wu X.X., Sun C.T.* Efficient modeling of postbuckling delamination growth in composite laminates using plate elements // *AIAA Journal.* 1996. V. 34. № 1. P. 178–184.
199. *Ko C.-C., Lin C.-C.* Method for calculating the interlaminar stresses in symmetric laminates containing a circular hole // *AIAA Journal.* 1992. V. 30. № 1. P. 197–204.
200. *Kousiounelos P.N., Williams J.H.* Dynamic fracture of inidirectional graphite fiber composite strips // *Intern. J. Fracture.* 1992. V. 20. № 1. P. 47–63.
201. *Kowbel W., Bruce C., Withers J.C., Ransone P.O.* Effect of carbon fabric whiskerization on mechanical properties of C–C composites // *Composites. Pt A.* 1997. V. 28. № 12. P. 993–1000.
202. *Krawczak P., Pabiot J.* Fracture mechanics applied to glass fibre/epoxy matrix interface characterization // *J. Compos. Mater.* 1995. V. 29. № 17. P. 2230–2253.
203. *Kyoung W.-M., Kim C.-G.* Delamination buckling and growth of composite laminated plates with transverse shear deformation // *J. Compos. Mater.* 1995. V. 29. № 15. P. 2047–2068.
204. *Kutlu Z., Chang F.-K.* Modeling compression failure of laminated composites containing multiply through-the-width delaminations // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 3. P. 350–387.
205. *Lahtinen H., Isometsa J.* Criteria for matrix failure in continuous FRP-composites – A literature study. Pt II: Delamination // *Raketen Mekan.* 1996. V. 29. № 1. P. 29–50.
206. *Larsson F.* Damage tolerance of a stitched carbon/epoxy laminate // *Composites. Pt A.* 1997. V. 28. № 11. P. 923–934.
207. *Lammerant L., Verpoest I.* The interaction between matrix cracks and delaminations during quasi-static impact of composites // *Compos. Sci. and Technol.* 1994. V. 51. № 4. P. 505–516.
208. *Law H., Jiang K., Rowlands R.E.* Interlaminar fracture of glass-polyester composite at room and cryogenic temperatures // *Mechanics Comp/Mater.* 1st USSR – US Sympos. Riga, 1989. P. 19–27.
209. *Lee J., Gürdal Z., Griffin O.H.* Layer-wise approach for the bifurcation problem in laminated composites with delamination // *AIAA Journal.* 1993. V. 31. № 2. P. 331–338.
210. *Lee J., Gürdal Z., Griffin O.H.* Postbuckling of laminated composites with delaminations // *AIAA Journal.* 1995. V. 33. № 10. P. 1963–1970.
211. *Lee L.J., Tu D.W.* J-integral for delaminated composite laminates // *Compos. Sci. and Technol.* 1993. V. 47. № 2. P. 185–192.
212. *Lee S.M.* Failure mechanisms of edge delamination of composites // *J. Compos. Mater.* 1990. V. 24. № 11. P. 1200–1212.
213. *Lee S.M.* Mode II delamination failure mechanisms of polymer matrix composites // *J. Mater. Sci.* 1997. V. 32. № 5. P. 1287–1295.
214. *Lessard L.B., Schmidt A.S., Shokrieh M.M.* Three-dimensional stress analysis of free-edge effects in a simple composite cross-ply laminate // *Intern. J. Solids Struct.* 1996. V. 33. № 15. P. 2243–2259.
215. *Lim Y.B., Parsons I.D.* The linearized buckling analysis of a composite beam with multiple delaminations // *Intern. J. Solids Struct.* 1993. V. 30. № 22. P. 3085–3099.

216. *Lin H.J., Lee Y.J.* Impact-induced fracture in laminated plates and shells // *J. Compos. Mater.* 1990. V. 24. № 11. P. 1179–1199.
217. *Lin C.-C., Cheng S.-H., Wang J.T.-S.* Local buckling of delaminated composite sandwich plates // *AIAA Journal.* 1996. V. 34. № 10. P. 2176–2183.
218. *Liu D., Malvern L.E.* Matrix cracking in impacted glass/epoxy plates // *J. Compos. Mater.* 1987. V. 21. № 7. P. 594–609.
219. *Liu D.* Delamination resistance in stitched and unstitched composite plates subjected to impact loading // *J. Reinforced Plastics and Compos.* 1990. V. 9. № 1. P. 59–69.
220. *Liu S., Kutlu Z., Chang F.-K.* Matrix cracking and delamination in laminated polymeric composite resulting from transversely concentrated loadings // 1st Intern. Conf. Deform. and Fract. Compos. Manchester, 1991. London, 1991. P. 30/1–30/6.
221. *Liu S., Chang F.-K.* Matrix cracking effect on delamination growth in composite laminates induced by a spherical indenter // *J. Compos. Mater.* 1994. V. 28. № 10. P. 940–977.
222. *Llanos A.S., Vizzini A.J.* Effect of film adhesive on the delamination strength of tapered composites // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 13. P. 1968–1983.
223. *Lotter R.E., Santare M.H.* Analysis of mode I and mode II interlaminar fracture specimens by a comparative finite element method // *Compos. Sci. and Technol.* 1991. V. 40. № 1. P. 87–107.
224. *Lustiger A., Newaz G.M.* Interlaminar fracture and craze growth in PEEK composites under cyclic loading // *J. Compos. Mater.* 1990. V. 24. № 2. P. 175–187.
225. *Madhukar M.S., Drzal L.T.* Fiber-matrix adhesion and its effect on the composite mechanical properties: IV. Mode I and mode II fracture toughness of graphite/epoxy composites // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 7. P. 936–968.
226. *Maikuma H., Gillespie J.W., Wilkins D.J.* Mode II interlaminar fracture of the center notch flexural specimen under impact loading // *J. Compos. Mater.* 1990. V. 24. № 2. P. 124–149.
227. *Mall S., Law G.E., Katouzian M.* Loading rate effect on interlaminar fracture toughness of a thermoplastic composite // *J. Compos. Mater.* 1987. V. 21. № 6. P. 569–579.
228. *Mouritz P.A., Leong K.H., Herszberg I.* A review of the effect stitching on the in-plane mechanical properties of fibre-reinforced polymer composites // *Composites, Pt A.* 1997. V. 28. № 12. P. 979–991.
229. *Nairn J.A., Liu S., Chan H., Wedgewood A.R.* Longitudinal splitting in epoxy and K-polymer composites: shear lag analysis including the effect of fiber bridging // *J. Compos. Mater.* 1991. V. 25. № 9. P. 1086–1107.
230. *Narayan S.H., Beuth J.L.* Axisymmetric delamination in deposited multi-layers // *Intern. J. Solids Struct.* 1997. V. 34. № 35–36. P. 4617–4631.
231. *O'Brein T.K., Raju I.S.* Strain-energy-release rate analysis of delamination around an open hole in composite laminates // *AIAA/ASME/ASCE/AHS; 25th Struct., Struct. Dyn. and Mater. Conf.* Palm Spring. Calif. N. Y.; AIAA Publ., 1984. P. 526–536.
232. *Ozdil F., Carlsson L.A.* Mode I interlaminar fracture of interleaved graphite/epoxy // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 3. P. 432–459.
233. *Papanicolaou G.C., Bakos D.* Effect of treatment conditions on the mode I delamination fracture toughness of sandwich structures // *J. Compos. Mater.* 1995. V. 29. № 7. P. 2295–2316.
234. *Partsevsky V.V., Speransky M.I., Beliaev S.M.* Delamination at opening in composite plates // *Compos. Sci. and Technol.* 1992. V. 45. № 3. P. 229–232.
235. *Partsevsky V.V., Beliaev S.M.* Delamination in composite structure under transverse load // *Composites: Fracture Mech. and Techn. Proc. Intern. Sympos. Chernogolovka*, 1992. P. 199–208.
236. *Peck S.O., Springer G.S.* The behavior of delaminations in composite plate—Analytical and experimental results // *J. Compos. Mater.* 1991. V. 25. № 7. P. 907–929.
237. *Perry K.E., McKelvie J.* Measurement of energy release rates for delaminations in composite materials // *Exper. Mech.* 1996. V. 36. № 1. P. 55–63.
238. *Piggot M.R.* Why the fibre/polymer interface can appear to be stronger than the polymer matrix // *Compos. Sci. and Technol.* 1997. V. 57. № 8. P. 853–857.
239. *Prichard J.C., Hogg P.J.* The role of impact damage in postimpacted compression testing // *Composites.* 1990. V. 21. № 6. P. 503–511.
240. *Razi H., Kobayashi A.S.* Delamination in cross-ply laminated composite subjected to lowvelocity impact // *AIAA Journal.* 1993. V. 31. № 8. P. 1498–1502.
241. *Reeder J.R., Crews J.H.* Mixed-mode bending method for delamination testing // *AIAA Journal.* 1990. V. 28. № 7. P. 1270–1276.

242. *Robinson P., Song D.Q.* A modified DCB specimen for mode I testing of multidirectional laminates // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 11. P. 1554–1577.
243. *Rybicki E.F., Hernandes T.D., Deibler J.E., Knight R.C., Vilson S.S.* Mode I and mixed mode energy release rate values for delamination of praphite/epoxy test specimens // *J. Compos. Mater.* 1987. V. 21. № 2. P. 105–123.
244. *Salpekar S.A., Raju I.S., O'Brien T.K.* Strain-energy-release rate analysis of delamination in a tapered laminate subjected to tension load // *J. Compos. Mater.* 1991. V. 25. № 2. P. 118–141.
245. *Salpekar S.A., O'Brein T.K., Shivakumar K.N.* Analysis of local delaminations caused by angle ply matrix cracks // *J. Compos. Mater.* 1996. V. 30. № 4. P. 418–440.
246. *Sankar B.V., Hu S.* Dynamic delamination propagation in composite beams // *J. Compos. Mater.* 1991. V. 25. № 11. P. 1414–1426.
247. *Sankar B.V., Sonic V.* Pointwise energy release rate in delaminated plates // *AIAA Journal.* 1995. V. 33. № 7. P. 1312–1318.
248. *Schanz U., Kress G.* Influence of temperature and moisture on total strain energy release rates associated with edge delamination of composite test coupons // *Compos. Sci. and Technol.* 1989. V. 35. № 3. P. 219–233.
249. *Schulte K., Stinchcomb W.W.* Damage mechanisms – including edge effect – in carbon fibre-reinforced composite materials // *Composite Materials Series. V. 6 Application on Fracture Mechanics Composite Materials* / Ed. K. Friedrich. Amsterdam: Elsevier, 1989. P. 81–112.
250. *Sela N., Ishai O., Banks-Sills L.* The effect of adhesive thickness on interlaminar fracture toughness on interleaved CFRP specimens // *Composites.* 1989. V. 20. № 3. P. 257–264.
251. *Sela N., Ishai O.* Interlaminar fracture toughness and toughness of laminated composite materials: a review // *Composites.* 1989. V. 20. № 5. P. 423–435.
252. *Sheinman I., Kardomateas G.A.* Energy release rate and stress intensity factors for delaminated composite laminates // *Intern. J. Solids Struct.* 1997. V. 34. № 4. P. 451–459.
253. *Shi Y.B., Hull D.* Fracture of delaminated unidirectional composite beams // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 15. P. 2172–2195.
254. *Shi Y.B., Hull D.* Mode II fracture of $+\theta/-\theta$ angled laminate interfaces // *Compos. Sci. and Technol.* 1993. V. 47. № 2. P. 173–184.
255. *Shu D., Mai Y.-W.* Delamination buckling with bridging // *Compos. Sci. and Technol.* 1993. V. 47. № 1. P. 25–33.
256. *Shu D., Mai Y.-W.* Effect of stitching on interlaminar delamination extension in composite laminates // *Compos. Sci. and Technol.* 1993. V. 49. № 2. P. 165–171.
257. *Shuart M.J., Williams J.G.* Compression behavior of $\pm 45^\circ$ – dominated laminates with a circular hole or impact damage // *AIAA Journal.* 1986. V. 24. № 1. P. 115–122.
258. *Sih G.C.* Microstructure and damage dependence of advanced composite material behavior // *Compos. Mater. Response: Constitutive Relations and Damage Mech.* // Ed. G.C. Sih et al. L.; N.Y.: Elsevier, 1988. P. 1–23.
259. *Smiley A.J., Pipes R.B.* Rate effects on mode I interlaminar fracture toughness in composite materials // *J. Compos. Mater.* 1987. V. 21. № 7. P. 670–687.
260. *Sohn M.-S., Hu X.Z.* Mode II delamination toughness of carbonfibre/epoxy composite with chopped Kevlar fibre reinforcement // *Compos. Sci. and Technol.* 1994. V. 52. № 3. P. 439–448.
261. *Song S.J., Waas A.M.* Energy-based mechanical model for mixed mode failure laminated composites // *AIAA Journal.* 1995. V. 33. № 4. P. 739–745.
262. *Storakers B., Andersson B.* Nonlinear plate theory applied to delamination in composites // *J. Mech. and Phys. Solids.* 1988. V. 36. № 6. P. 689–718.
263. *Storakers B., Nilsson K.-F.* Imperfection sensitivity at delamination buckling and growth // *Intern. J. Solids Struct.* 1993. V. 30. № 8. P. 1057–1074.
264. *Suemasu H., Majima O.* Multiply delaminations and their severity in circular axisymmetric plates subjected to transverse loading // *J. Compos. Mater.* 1996. V. 30. № 4. P. 441–453.
265. *Suemasu H., Kumagai T., Gozu K.* Compressive behavior of multiply delaminated composite laminates. Pt 1, 2 // *AIAA Journal.* 1998. V. 36. № 7. P. 1279–1290.
266. *Sun C.T., Norman T.L.* Design of a laminated composite with controlled-damage concept // *Compos. Sci. and Technol.* 1990. V. 39. № 4. P. 327–340.
267. *Sun C.T., Chu G.D.* Reducing free edge effect on laminate strength by edge modification // *J. Compos. Mater.* 1991. V. 25. № 2. P. 142–161.

268. *Sun C.T., Pandey R.K.* Improved method for calculating strain energy release rate based on beam theory // *AIAA Journal*. 1994. V. 32. № 1. P. 184–189.
269. *Suo Z., Bao G., Fan B.* Orthotropy rescaling and implications for fracture in composites // *Intern. J. Solids Struct.* 1991. V. 28. № 2. P. 235–248.
270. *Suo Z.* Delamination specimen for orthotropic materials // *Trans. ASME. J. Appl. Mech.* 1990. V. 57. № 3. P. 627–634.
271. *Takeda N., Ogihara S.* Initiation and growth of delamination from the tips of transverse cracks in CFRP cross-ply laminates // *Compos. Sci. and Technol.* 1994. V. 52. № 3. P. 309–318.
272. *Tan S.C., Perez J.* Progressive failure of laminated composites with a hole under compressive loading // *J. Reinf. Plast. and Compos.* 1993. V. 12. № 10. P. 1043–1057.
273. *Tao J.X., Sun C.T.* Simplified method for predicting onset of open-mode free-edge delamination // *AIAA Journal*. 1997. V. 35. № 3. P. 580–582.
274. *Thangjitham S., Choi H.J.* Interlaminar crack problems of a laminated anisotropic medium // *Intern. J. Solids Struct.* 1993. V. 30. № 7. P. 963–980.
275. *Thouless M.D., Cao H.C., Mataga P.A.* Delamination from surface cracks in composite materials // *J. Mater. Sci.* 1989. V. 24. № 4. P. 1406–1412.
276. *Tian Z., Swanson S.R.* The fracture behavior of carbon/epoxy laminates containing interlaminar cut fibers // *J. Compos. Mater.* 1991. V. 25. № 11. P. 1427–1444.
277. *Tian Z., Swanson S.R.* Residual tensile strength prediction on a ply-by-bly basis for laminates containing impact damage // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 8. P. 1193–1206.
278. *Trethewey B.R., Gillespie J.W., Carlsson L.A.* Mode II cyclic delamination growth // *J. Compos. Mater.* 1988. V. 22. № 5. P. 459–483.
279. *Uematsu Y., Kitamura T., Ohtani R.* Delamination behavior of a carbon-fiber-reinforced thermoplastic polymer at high temperatures // *Compos. Sci. and Technol.* 1995. V. 53. № 3. P. 333–341.
280. *Wang H., Yu-Khanh T.* Damage extension in carbon fiber/PEEK crossply laminates under low velocity impact // *J. Compos. Mater.* 1994. V. 28. № 8. P. 684–707.
281. *Wang H., Vu-Khanh T., Le V.N.* Effects of large deflection on mode II fracture test of composite materials // *J. Compos. Mater.* 1995. V. 29. № 6. P. 833–849.
282. *Wang S.S.* Edge delamination in angle-ply composite laminates // *AIAA Journal*. 1984. V. 22. № 2. P. 256–264.
283. *Wang S.S., Zahlan N.M., Suemasu H.* Compressive stability of delaminated random short-fiber composites. Pt I, II // *J. Compos. Mater.* 1985. V. 19. № 4. P. 296–333.
284. *Wang Y., Williams J.G.* Corrections for mode II fracture toughness specimens of composite materials // *Compos. Sci. and Technol.* 1992. V. 43. № 3. P. 251–256.
285. *Whitcomb J.D.* Parametric analytical study of instability – related delamination growth // *Compos. Sci. and Technol.* 1986. V. 25. № 1. P. 19–48.
286. *Whitcomb J.D., Shivakumar K.N.* Strain-energy release rate analysis of plates with postbuckled delaminations // *J. Compos. Mater.* 1989. V. 23. № 7. P. 714–734.
287. *Whitcomb J.D.* Analysis of a laminate with a postbuckled embedded delamination, including contact effects // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 10. P. 1523–1535.
288. *Whitcomb J.D.* Analysis of delamination growth near intersecting ply cracks // *J. Compos. Mater.* 1992. V. 26. № 12. P. 1844–1858.
289. *Williams J.G.* Large displacement and end block effects in the “DCB” interlaminar test in modes I and II // *J. Compos. Mater.* 1987. V. 21. № 4. P. 330–347.
290. *Williams J.G.* On calculation of energy release rates for cracked laminates // *Intern. J. Fract.* 1988. V. 36. № 2. P. 101–119.
291. *Williams J.G.* A note on finite displacement correction factors for the end notch flexure (ENF) test // *Compos. Sci. and Technol.* 1990. V. 39. № 3. P. 239–282.
292. *Wisnom M.R.* Shear fracture of unidirectional composites without initial cracks // *Compos. Sci. and Technol.* 1994. V. 52. № 1. P. 9–17.
293. *Wisnom M.R., Jones M.I., Cui W.C.* Failure of tapered composites under static and fatigue tension loading // *AIAA Journal*. 1995. V. 33. № 5. P. 911–918.
294. *Wu E., Liau J.* Impact of unstitched and stitched laminates by line loading // *J. Compos. Mater.* 1994. V. 28. № 17. P. 1640–1658.
295. *Wu K.-C.* Stress intensity factor and energy release rate for interfacial cracks between dissimilar anisotropic materials // *Trans ASME. J. Appl. Mech.* 1990. V. 57. № 4. P. 882–886.

296. Xu L.-Y. Interaction between matrix cracking and edge delamination in composite laminates // Compos. Sci. and Technol. 1994. V. 50. № 4. P. 469–478.
297. Yamashita S., Hatta H., Takei T., Sugano T. Interlaminar reinforcement of laminated composites by addition of oriented whiskers in the matrix // J. Compos. Mater. 1992. V. 26. № 9. P. 1294–1268.
298. Yang H.T.Y., He C.C. Three-dimensional finite element analysis of free-edge stresses and delamination of composite laminates // J. Compos. Mater. 1994. V. 28. № 15. P. 1394–1412.
299. Ye T., Suo Z., Evans A.G. Thin film cracking and the roles of substrate and interface // Intern. J. Solids Stuct. 1992. V. 29. № 21. P. 2639–2648.
300. Yen M.-K., Tan C.-M. Buckling of elliptically delaminated composite plates // J. Compos Mater. 1994. V. 28. № 1. P. 36–52.
301. Yi S. Thermoviscoelastic analysis of delamination onset and free-edge response in laminated composites // AIAA Journal. 1993. V. 31. № 12. P. 2320–2328.
302. Yin W.-L., Jane K.C. Refined buckling and postbuckling analysis of two-dimensional delaminations. Pt I, II // Intern. J. Solids Stuct. 1992. V. 29. № 5. P. 591–639.
303. Yin W.-L. Energy balance and the speed of crack growth in a compressed plate with delamination // Intern. J. Solids Stuct. 1993. V. 30. № 15. P. 2041–2055.
304. Yin W.-L. The energy release rate in the general delamination problem of anisotropic laminates under termomechanical loads // Trans. ASME. J. Appl. Mech. 1998. V. 65. № 1. P. 85–92.
305. Yoon S.H., Hong C.S. Modified end notched flexure specimen for mixed mode interlaminar fracture in laminated composite // Intern. J. Solids Stuct. 1990. V. 43. № 1. P. R3–R9.
306. Zhou J., He T. On the analysis of end-notched flexure specimen for measuring mode II fracture toughness of composite materials // Compos. Sci. and Technol. 1994. V. 50. № 2. P. 209–213.
307. Zhou S.G., Sun C.T. Failure analysis of composite laminates with free edge // J. Compos. Techn. and Research. 1990. V. 12. P. 91–97.

Москва

Поступила в редакцию
31.03.2001