

НЕЛОКАЛЬНЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ТКАНЕВЫХ КОМПОЗИТОВ

С.Б. Сапожников

Generalized variant of nonlocal kinetic approach to the evaluation of fibrous composites structural strength was offered. Size of area for averaging («smearing») the stresses in the region of concentrator is determined as the inefficient length of thread, which depends on the level of mechanical-chemical interaction of matrix and surface of filament. Inefficient length is defined, as a rule, experimentally and greatly depends on climatic parameters of ambience. Element of layered structure with the any form concentrator substitutes as a group of finite elements with sizes, equal of inefficient length of thread. Under model loading up to its fracture there is analysis of stress-strain-state kinetics, accumulation of dispersed microdamaging into each finite element, fiber rotation at the large strains. Proposed nonlocal approach is prepared in the program for PC, using finite element method with variable elastic parameters of material on each step of loading. Comparison of experimental and calculated fracture stresses of the plates made of different composites (carbon-, glass-, organic fibers and hybrids) with complex stacking sequences and sharp (crack-like) notches was conducted. There is satisfactory correspondence.

В обзорных работах двадцатилетней давности [1, 2] по расчетной оценке конструкционной прочности композитов отмечено, что требуют решения две основные проблемы: назначение размера структурного параметра и выбор метода учета прогрессирующего накопления рассеянных микроповреждений материала в процессе нагружения вплоть до разрушения. В работах последнего (август 2001 г.) VIII Всероссийского Съезда по теоретической и прикладной механике [3] с широким международным участием много внимания было уделено *нелокальным подходам* к оценке прочности конструкционных материалов с надрезами, развивающим идеи, заложенные более двадцати лет назад, но обобщающих решений предложено не было. В данной работе сделана попытка восполнить указанный пробел для одного класса композитов – армированных волокнами пластиков.

1. Объект исследования

Рассмотрен элемент тонкостенной конструкции – многослойная пластина из композитного материала со сквозным вырезом при пропорциональном нагружении вплоть до разрушения.

2. Постановка задачи

Определить предельное значение параметра нагружения в момент разрушения, которое является нарушением устойчивости деформирования конструкции.

3. Метод решения

Экспериментальное исследование конструкционной прочности композитов (пластины с вырезами при растяжении) и расчетный метод конечных элементов (МКЭ), реализующий способ переменных параметров упругости в инкрементальной постановке с учетом изменения *секущих* модулей в каждом конечном элементе (КЭ) [4].

Основные допущения:

- в слоях материала происходит накопление рассеянных по объему микроповреждений, которые не залечиваются;
- повреждения происходят вдоль волокон, поперек и на сдвиг в соответствии с нормальным законом рассеяния локальных характеристик прочности с известным средним и коэффициентом вариации, причем накопление повреждений ведет к снижению локальной жесткости материала;
- слои скреплены идеально и деформируются совместно;
- расчет кинетики деформирования элемента конструкции с вырезом производится с помощью МКЭ и метода последовательных приближений по изменению микроповреждений в слоях, функция перемещений в КЭ – линейная, обеспечивающая *автоматическое* осреднение напряжений по его объему;

- разрушение конструкции понимается как неограниченное возрастание перемещений точек приложения нагрузки – потеря устойчивости деформирования;
- размер конечного элемента равен неэффективной длине нити в слоях, который определяется расчетом или экспериментально на образцах-полосках и зависит от соотношения прочностных характеристик матрицы и волокна с учетом структуры композита: объемной доли, степени искривления волокон и нитей (для тканевых композитов).

Отмеченное курсивом допущение является конкретным предметом обсуждения данной статьи на примере армированных полимеров (стекло-, угле- и органопластиков), так как от размера конечного элемента зависит величина напряжений и деформаций в нем, обеспечивая более позднее (в смысле нагрузки) или более раннее его разрушение. Более того, при наличии острых надрезов (трещин) уменьшение до нуля размера конечного элемента ведет к бесконечному возрастанию напряжений в нем по причине сингулярности задачи. В связи с этим предлагаемый подход относится к классу нелокальных, то есть «размазывающих», усредняющих переменное напряженно-деформированное состояние на определенной заранее площадке. Таким образом, оценка прочности проводится на основе теории микрооднородных напряженных состояний [4].

Основная проблема этой теории – обоснование размера площадки осреднения, которая была сравнительно корректно решена лишь для волокнистого однонаправленного композита с использованием понятия о представительном объеме материала, а для слоистого или армированного тканью, объемно армированного – нет. Представляется, что использование понятия о неэффективной длине нити может оказаться полезным.

В классической работе Келли и Тайсона [5] показано, что длина участка передачи нагрузки l_c от свободного (или разорванного) конца волокна определяется его диаметром d и соотношением предела прочности волокна на растяжение σ_{fb} и предела текучести связующего на сдвиг τ_{mT} :

$$l_c = 0,5d \cdot \sigma_{fb} / \tau_{mT}. \quad (1)$$

Здесь наиболее критичным (в смысле экспериментального определения) является τ_{mT} , поскольку, во-первых, в промежутке между волокнами матрица имеет вид тонкой пленки и ее свойства существенно отличаются от свойств матрицы в макрообъеме и, во-вторых, промышленно выпускаемые полимерные матрицы, как правило, не обладают заметной пластичностью при кратковременном нагружении.

В работах Аутовотера (цит. по [6]) отмечается, что в формуле (1) необходимо использовать вместо τ_{mT} напряжения трения μp , определяемые коэффициентом трения μ и давлением p на поверхности волокно-матрица, так как отслоение на поверхности раздела всегда будет иметь место. Так как давление p определяется химической усадкой, изменением температуры и влажности (а в общем – дилатационными факторами) и зависит от объемной доли волокон согласно обратно пропорциональной зависимости, то и неэффективная длина l_c будет также снижаться с увеличением объемной доли волокон.

К аналогичному выводу, но с позиции предположения о высокоэластических свойствах матрицы пришли авторы работы [6], где отмечается, что

$$l_c \sim d \cdot (G_m / G_{m\alpha}) (E_f / E_m) (t/d)^{1/2}, \quad (2)$$

где G_m – модуль сдвига матрицы; индекс α соответствует состоянию высокоэластичности; E_f и E_m – модули упругости волокна и матрицы; t – толщина матрицы на поверхности волокна, которая определяется для однонаправленного композита величиной объемной доли волокон V по зависимости типа $(t/d)^{1/2} \sim (1-V)$. В [6] для модельного стеклопластика на основе полиэфирной смолы ПН-1 экспериментально доказано, что $l_c/d \sim (t/d)^{1/2}$.

Рассмотрим стеклотекстолит – пластик, армированный стеклотканью гладкого плетения, в котором имеется две системы ортогональных нитей, переплетенных между собой по схеме «полотно», «саржа», «сатин» и др. В таком материале нить представляет собой однонаправленный или слегка крученный микропластик с высокой объемной долей волокон и тонкими прослойками матрицы, в то время как между нитями имеется довольно значительное пространство, заполненное лишь матрицей.

На примере стеклотекстолита СТЭТ можно привести конкретные цифры, типичные для промышленно выпускаемых материалов: переплетение полотняное, толщина монослоя ткани $2h = 90-100$ мкм, ширина нити $b = 350-400$ мкм, шаг нитей $S = 600-620$ мкм, матрица – эпоксидно-фенольная смола горячего отверждения. Другими словами, при виде сверху незаполненные промежутки – межнитевое пространство – может иметь ширину $a = 200-220$ мкм (рис. 1).

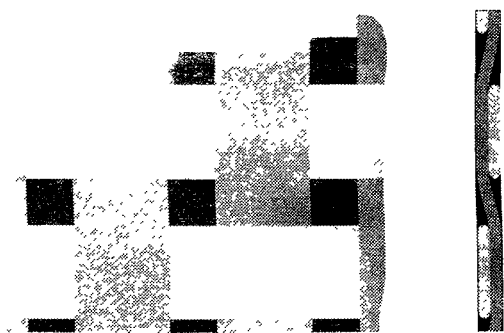


Рис. 1. Структура стеклотекстолита

Таким образом, нити представляют собой ленты с отношением ширины к толщине $8/1$. Объемная доля волокон в нити достигает 0,8, а в целом в стеклотекстолите при указанных размерах – не более 0,45. При расчете неэффективной длины *нити*, которая в ткани выполняет роль «волокна», можно считать, что в местах искривления «волокна» имеют слабые точки и разрушение при растяжении вдоль нитей основы или утка начинается с них из-за наличия дополнительных напряжений изгиба. В расчетную модель следует ввести связующее, которое передает нагрузку посредством касательных напряжений лишь по боковым поверхностям нити толщиной $h = 50$ мкм (рис. 2).

В этом случае формула (1) преобразуется к виду

$$l_c^* = 0,5b \cdot \sigma_n / \tau_{mt}. \quad (3)$$

Ширина нити b почти в 40 раз превышает диаметр волокна d в стеклопластике, а предел прочности нити меньше предела прочности волокна лишь в 1,5–2 раза, поэтому длина l_c^* превышает l_c не менее чем в 20 раз.

Для микропластика на основе стеклянных волокон при комнатной температуре $\sigma_n \approx 1010$ –1170 МПа (получено пересчетом из предела прочности стеклотекстолита 370–390 МПа в микропластик, площадь сечения которого в три раза меньше), а $\tau_{mt} = 65$ –80 МПа (получено из испытаний стеклотекстолита на растяжение под углом 45° к нитям основы). В этом случае площадка текучести на диаграмме напряжение–деформация соответствует напряжению текучести на границе связующее – нить [4]. Расчет по формуле (3) дает $l_c^* = 2,5$ –3,3 мм.

Эксперименты, проведенные на стеклотекстолите СТЭФ, дали в среднем $l_c^* = 2,6$ мм (см. рис. 3а). В экспериментах разрушенный образец опускали в тушь, после чего тушь с поверхности стирали мокрым тампоном. Частицы туши оставались в узких щелях между нитями и матрицей в зоне разрушения и давали возможность по *затемнению* фиксировать зону выдергивания нитей при наблюдении в проходящем свете.

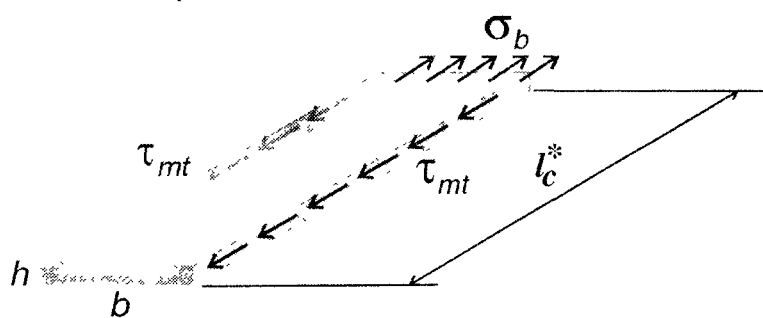
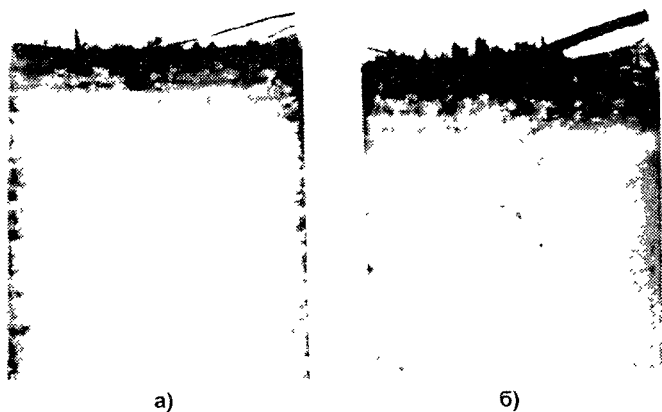


Рис. 2. Схема передачи нагрузок

При повышенной до 100°C температуре прочность микропластика снижается до 700–750 МПа (на 30%), а матрицы на сдвиг – до 32–40 МПа (на 48%), то есть длина l_c^* должна возрасти до 3,6–4,3 мм. Эксперименты показали, что в среднем $l_c^* = 3,8$ мм (рис. 3б).

Увеличение неэффективной длины в 1,5 раза должно привести к увеличению конструкционной прочности приблизительно в $\sqrt{1,5}$, то есть на 22% [7]. Однако предел прочности σ_n стеклотекстолита снизился при нагреве на 100°C на 25%. Другими словами, надрезанные образцы при комнатной и повышенной температурах должны мало отличаться по величине разрушающих нагрузок.

Для проверки полученных оценок были проведены экспериментальные и расчетные исследования напряжений разрушения пластин из различных композитов с симметричными боковыми трещиноподобными

Рис. 3. а) 20°C ; б) 100°C . Ширина образцов 10 мм

надрезами при действии растягивающих нагрузок. Расчеты проведены с помощью МКЭ по методике [4], в которую закладывали механические характеристики монослоев и величину неэффективной длины нити l_c^* для расчета размера конечного элемента. На рис. 4–7 приведены данные для стекло-, угле-, органопластиков и гибридов различных структур. Значки – эксперимент, линии – расчет. В качестве вывода можно отметить их вполне удовлетворительное соответствие.

Таким образом, можно заключить, что неэффективная длина нити может являться структурным параметром, определяющим конструкционную прочность композита.

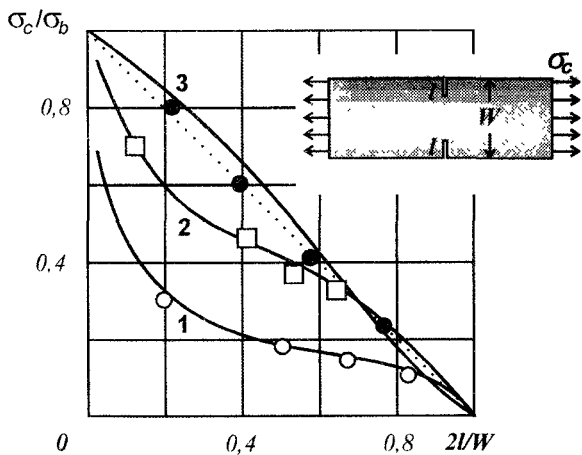


Рис. 4. $W = 40$ мм, органит 10Т:
1 – $[(0/90)_2/0]_s$; 2 – $[(90/0)_2/90]_s$; 3 – $[(\pm 45)]_r$, $l_c^* = 0,9$ мм

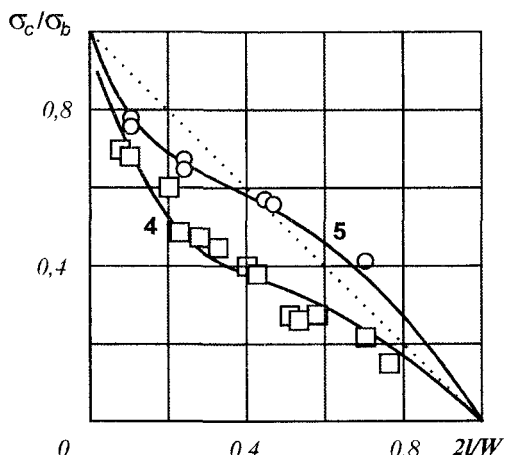


Рис. 5. $W = 20$ мм, стеклотекстолит СФ2-50Г:
4 – $[0]_s$; 5 – $[(\pm 45)]_{45s}$, $l_c^* = 2,8$ мм

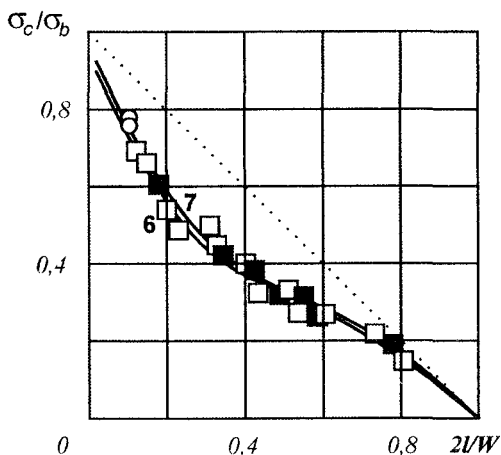


Рис. 6. $W = 20$ мм, стеклотекстолит СТАТ:
6 – $[0]_{10}$, 20 °С, $l_c^* = 2,8$ мм; 7 – $[0]_{10}$, 100 °С, $l_c^* = 3,8$ мм

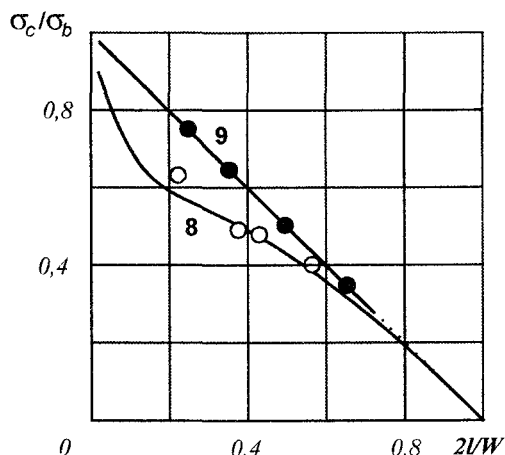


Рис. 7. $W = 20$ мм, гибриды КМУ-4Э и органит 12Т:
8 – $[0^{\circ}/0^{\circ}/0^{\circ}/\pm 45^{\circ}]_s$; 9 – $[90^{\circ}/90^{\circ}/90^{\circ}/\pm 45^{\circ}]_s$, $l_c^* = 0,9$ мм

Литература

1. Цай С., Хан Х. Анализ разрушения композитов /В кн.: Неупругие свойства композиционных материалов. Пер. с англ. – М.: Мир, 1978. – С. 104–139.
2. Смит К. Ограничения в применении подходов механики разрушения к композитам / В кн.: Неупругие свойства композиционных материалов. Пер. с англ. – М.: Мир, 1978. – С. 221–248.
3. VIII Всероссийский съезд по теоретической и прикладной механике (аннотации докладов). – Пермь, 22–29 августа 2001.– 580 с.
4. Сапожников С.Б. Разработка теории микрооднородных напряженных состояний для оценки прочности армированных пластиков с концентраторами напряжений (сообщение 1) // Динамика, прочность и износостойчивость машин. – Челябинск: 1995. – № 1. – С. 35–45.
5. Kelly A. Strong Solids. Clarendon Press. – Oxford, 1973. – 261 p.
6. Немец Я., Серенсен С.В., Стреляев В.С. Прочность пластмасс. – М.: Машиностроение, 1970. – 335 с.
7. Сапожников С.Б. Расчет на прочность элементов конструкций из неупругого поликристаллического материала с трещинами // Прочность машин и аппаратов при переменных нагрузениях: Тематический сборник научных трудов. – Челябинск: ЧГТУ, 1991. – С. 75–81.