

Влияние предела текучести прослоек между волокнами на КИН для трещины в волокне и энергию, поглощаемую при его разрушении, в материале с однонаправленной волокнистой структурой

А. В. Боровик

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко
НАН Украины, Киев, e-mail: borovyk.oleksandra@gmail.com

Рассмотрен один из механизмов реализации главного признака конструкционного материала, от которого зависит максимальное сопротивление разрушению. Модель "треснутое волокно в трубке" с тонкой пластичной прослойкой использована для изучения влияния предела текучести прослойки на коэффициент интенсивности напряжений для трещины в волокне и энергию, которая поглощается при его разрушении. Получены предел текучести прослойки и расстояние между трещинами в волокне, при которых поглощается максимальная энергия при разрушении материала на стадии роста трещин в волокнах. Эта стадия предшествует выдергиванию разрушенных волокон.

Ключевые слова: конструкционный материал, волокно, предел текучести, трещина, коэффициент интенсивности напряжений, энергия разрушения.

Введение

Для современного материаловедения уже очевидно, что разработка конструкционных материалов с экстремальными характеристиками включает изучение биологических конструкционных материалов, являющихся, как известно, наилучшими для условий окружающей среды, в которых существуют живые организмы. Максимальное сопротивление разрушению этих материалов определяется наличием в их представительном объеме механизмов неупругого сдвига только в направлении максимальных нормальных напряжений. Однонаправленная волокнистая (слоистая) структура и низкое сопротивление интерфейсов сдвигу являются логическими следствиями этого главного признака наилучшего конструкционного материала. Развитие материаловедения постепенно изменяет укоренившееся представление о конструкционном материале как о веществе в твердом состоянии. Приходит понимание того, что искусственный конструкционный материал должен быть подобен биологическому конструкционному материалу и иметь наивысшее сопротивление разрушению независимо от его химического или фазового составов. Так, волокнистые композиты возникли как *bio-inspired* материалы. Среди искусственных конструкционных материалов волокнистые композиты наиболее близки к биологическим конструкционным материалам. Экспансия композитов, в свою очередь, стимулирует глубокое изучение биологических конструкционных материалов. Интерес к биологическим конструкционным материалам активизировался в связи с проблемой хрупкости, которая существенно затормозила разработку конструкцион-

ной керамики. Огромные усилия, затраченные на разработку конструкционной керамики и механизмов увеличения её трещиностойкости (см., напр., [1]), не позволили существенно повысить её вязкость разрушения. В то же время, например, у перламутра ракушки работа разрушения в 3000 раз выше, чем арагонит — минерала, из которого на 95% состоит перламутр [2]. Исследование закономерностей, лежащих в основе прочностных характеристик биологических конструкционных материалов, считается главной задачей механики материалов и материаловедения конструкционных материалов в 21-м веке [3].

Существует три важных аспекта при анализе конструкционных материалов. Во-первых, это ключевой признак, который обеспечивает наивысшее сопротивление разрушению. Это главный признак конструкционного материала. Во-вторых, механизмы, обеспечивающие функционирование ключевого признака. В-третьих, параметр, управляющий механизмом реализации ключевого признака. Иными словами, сопротивление разрушению материала, обладающего ключевым признаком, зависит от этого параметра в наибольшей степени.

Целью данной работы является развитие представления о главном признаке конструкционного материала, исследование предела текучести тонкой пластичной прослойки между волокнами на коэффициент интенсивности напряжений (КИН) для трещины в волокне и энергию, поглощаемую при его разрушении.

Главный признак конструкционного материала

На различных этапах развития науки о конструкционных материалах сопротивление разрушению и прочность ассоциировали с различными факторами: химическим и фазовым составами материала, пористостью, иерархичностью структуры и т. д. Эти факторы, безусловно, влияют на свойства материала, но в какой степени? Какой признак материала обеспечивает максимальное сопротивление разрушению? Ответ на этот вопрос может способствовать разработке конструкционных материалов с экстремально высоким сопротивлением разрушению.

Для поиска ключевого признака, обеспечивающего максимальное сопротивление разрушению, наибольший интерес представляют биологические конструкционные материалы, поскольку они являются наилучшими для условий окружающей среды, в которых существуют живые организмы. При анализе биологических конструкционных материалов обращает на себя внимание их однонаправленная слоистая или волокнистая структура с достаточно низким сопротивлением расщеплению и сдвигу вдоль интерфейсов. На основании этого наблюдения считаем главным признаком наилучшего материала наличие в его представительном объеме механизмов неупругого сдвига только в направлении максимальных нормальных напряжений до начала разрушения.

Очевидно, что волокнистая (слоистая) структура материала и низкое сопротивление интерфейсов сдвигу являются логическими следствиями главного признака. Размеры сечений несущих элементов структуры и расстояние между ними определяют масштабный диапазон, в котором достигаются наилучшие характеристики материала. Высокое объемное содержание несущих элементов в материале обеспечивает присутствие

механизма сдвига вблизи типичных дефектов. При бесконечно малых размерах сечений несущих элементов и 100%-ном заполнении ими объема получаем однородный неструктурированный материал (сплошную среду), критерием текучести которого является сформулированный признак.

Механизмы реализации главного признака

На низшем иерархическом уровне биологических конструкционных материалов взаимный сдвиг белковых молекул происходит за счет деформирования и разрыва слабых боковых связей и образования этих связей на новом месте. Прочность боковых связей существенно ниже прочности связей, удерживающих целостность молекул. На высших иерархических уровнях биологических материалов механизмом неупругого сдвига служит мягкая прослойка между несущими элементами структуры (волокнами и слоями). Важно отметить, что материал этой прослойки имеет диаграмму деформирования с протяженным участком почти идеальной пластичности. Формирование этого участка при деформировании белковых молекул подробно исследовано в работе [4]. Поглощение энергии происходит при деформировании, соответствующем этому участку диаграммы.

Существуют и другие механизмы неупругого взаимного сдвига несущих элементов структуры. Так, в однополимерном композите [5, 6] длинные молекулы, растущие как ворс щетки на поверхности волокон в процессе горячего прессования, формируют интерфейс, который напоминает сцепленные щетки. При низкой изгибной жесткости "щетинки" и достаточно слабой связи между ними такой интерфейс имеет низкое сопротивление неупругому сдвигу. Углеродное волокно, известное своей высокой прочностью, состоит в основном из пачек лентообразных графитовых плоскостей. Его также можно отнести к материалам со слабыми связями между несущими элементами микроструктуры, поскольку атомы углерода в несущих слоях (графитовых плоскостях) имеют существенно более высокую энергию связи (710 кДж/моль), чем энергия ван-дер-ваальсовых сил между слоями (от 4,2 до 18,2 кДж/моль) [7]. В других синтетических полимерных волокнах механизм сдвига несущих элементов структуры волокна построен на слабых водородных боковых связях между молекулами полимера.

Известен механизм сдвига с интерфейсными прослойками в виде микрорамок, который разработан для модельного слоистого *bio-inspired* материала [8]. Эта прослойка также имеет диаграмму деформирования при сдвиге с протяженным неупругим участком.

Ранее нами исследован когезионный механизм границы волокна с трещиной [9, 10]. Диаграмма нагрузка—смещение этого механизма подобна диаграмме идеальной пластичности или механизма кулоновского трения, но, в отличие от последней, сила сопротивления смещению на границе волокна не зависит от нормального давления, что упрощает анализ результатов.

Ключевой параметр механизмов реализации главного признака

Напряжение τ неупругого сдвига вдоль границ несущих элементов является, по-видимому, универсальным параметром механизмов сдвига. Оно может представлять когезионную прочность границы, предел текучести мягкой интерфейсной прослойки, напряжение трения и др. Величина τ

связана с прочностью σ несущего элемента структуры соотношением $2l\tau = h\sigma$, где l — длина участка границы, на котором происходит преобразование касательных напряжений на границе в примерно равномерные нормальные напряжения в сечении несущего элемента толщиной h . Фактически это соотношение представляет собой упрощенное уравнение равновесия пластинки, которая растягивается посредством постоянных касательных напряжений, приложенных к её поверхностям. Для несущего элемента в виде волокна с круглым сечением это уравнение имеет вид $2l\tau = R\sigma$, где R — радиус волокна. Отношение размеров $2l/h$ (или $2l/R$) называют *aspect ratio*. На различных иерархических уровнях несущие элементы биологических конструкционных материалов имеют *aspect ratio*, равное примерно 20—40 (см., напр., [11—14]) и соответствующее отношение σ/τ . Причина выбора такого значения *aspect ratio* в процессе эволюции пока не выяснена. По существу, отношение σ/τ является безразмерным параметром механизма реализации главного признака конструкционного материала.

В механике разрушения слоистых и волокнистых композиционных материалов отношение σ/τ считают критерием преобразования трещины нормального отрыва в трещину сдвига при достижении ею границы несущего элемента и матрицы. В работе [15] впервые предложена модель расщепления интерфейса под влиянием пересекающей его трещины и оценена оптимальная когезионная прочность границы: $\sigma/5 < \tau < \sigma/3$. Достижение оптимума соответствует началу распространения интерфейсной трещины сдвига под влиянием поля напряжений магистральной трещины нормального отрыва. Аналогичное отношение критических КИН для трещины нормального отрыва в несущем элементе структуры и КИН сдвига на его интерфейсе $\Gamma_I/\Gamma_{II} \approx 4$ получено в работах [16, 17] как условие распространения интерфейсной трещины из вершины главной трещины. В работе [18] исследовано условие отклонения трещины в интерфейс с помощью когезионной модели, показаны диапазоны преимущественного влияния прочности и вязкости разрушения элементов структуры материала на отклонение трещины в интерфейс. Значения σ/τ и Γ_I/Γ_{II} (K_{Ic}/K_{IIc}), при которых происходит расщепление интерфейса или отклонение трещины, существенно отличаются от *aspect ratio* несущих элементов структуры биологических конструкционных материалов. Это не позволяет считать критерий отклонения трещины в интерфейс критерием эволюционного совершенствования этих материалов.

Таким образом, закономерности, лежащие в основе взаимосвязи напряжения τ неупругого сдвига на границах и *aspect ratio* несущих элементов структуры биологических материалов, требуют дальнейшего изучения. Понимание этих закономерностей важно для разработки нового поколения искусственных конструкционных материалов.

Микромеханическая модель *bio-inspired* конструкционного материала с однонаправленной волокнистой структурой

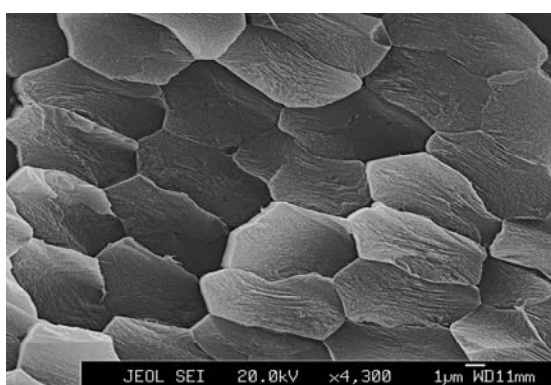
Материалы, подобные полученным в работах [19, 20], соответствуют сформулированному главному признаку наилучшего конструкционного материала, имеют максимальное объемное содержание волокон в структуре (рис. 1, *a*) и благодаря этому обладают наивысшим потенциалом прочностных свойств. Аналогичную волокнистую структуру имеют также

однополимерные композиты [21] в случаях, когда их получают горячим компактированием при минимальной температуре [22]. Их иногда называют хомокомпозитами [23] или самоармированными композитами [24].

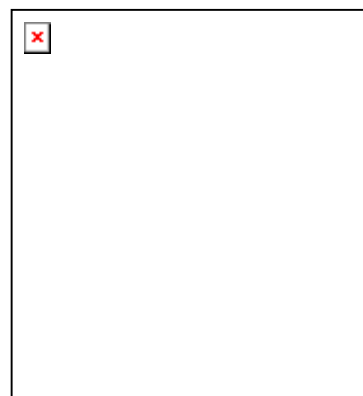
Технология получения материалов [19—24] включает горячее прессование в направлении, перпендикулярном оси волокон. Волокна пластически деформируются в процессе прессования и приобретают призматическую форму. Пластический сдвиг в поверхностных слоях волокна происходит по поверхности, параллельной его оси, что приводит к появлению фибриллярной субструктуры [20]. Следы неупругого сдвига хорошо видны на торцах разрушенных волокон (рис. 1, *а*). Отметим, что прессование пучка волокон позволяет получить материал с двухуровневой волокнисто-фибриллярной структурой. Таким образом, сформулированный ранее признак наилучшего конструкционного материала можно расширить и считать допустимым неупругий сдвиг только по поверхности, образованной траекториями максимальных нормальных напряжений (траектории укладки волокон).

При достаточно низком напряжении неупругого сдвига интерфейсов разрушение материалов [19—24] происходит без образования магистральной трещины, поскольку трещины в волокнах расположены хаотично по всему объёму материала и растут независимо друг от друга [25]. Элементарную ячейку материала при таком характере разрушения можно представить в виде треснутого волокна, которое находится внутри трубки, имитирующей окружающие неповрежденные волокна (рис. 1, *б*). Для материалов с многоуровневой иерархической волокнистой структурой эта ячейка позволяет исследовать деформирование и разрушение материала на любом уровне иерархии.

Механизм неупругого сдвига на границах волокон в данной работе моделируем тонкой пластичной прослойкой. При растяжении модели в прослойке по обе стороны плоскости трещины достигаются напряжения текучести и происходит неупругий сдвиг. Как уже отмечалось ранее, у биологических конструкционных материалов напряжение неупругого сдвига интерфейсов существенно ниже прочности несущих элементов структуры при растяжении. При этом длина участка границы, на которой наблюдается неупругий сдвиг, существенно превышает толщину несущего



а



б

Рис. 1. Поверхность разрушения материала с однонаправленной волокнистой структурой (*а*), модель "треснутое волокно в трубке" (*б*).

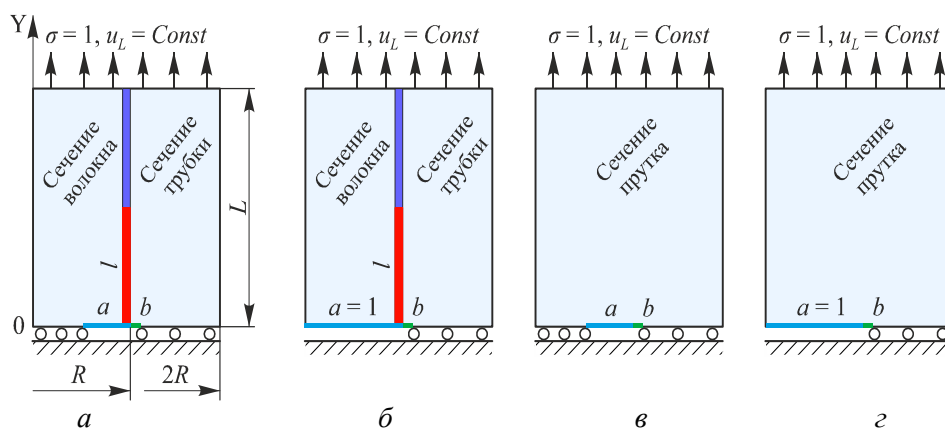


Рис. 2. Поперечные сечения различных вариантов модели "треснутое волокно в трубке" и граничных условий.

элемента. Поэтому на основании принципа Сен—Венана считаем, что тип трещины в волокне при его разрушении не влияет существенно на длину этого участка. Это позволяет из всех возможных конфигураций трещин выбрать для анализа кольцевую поверхностную трещину в волокне и рассматривать далее осесимметричную модель элементарной ячейки материала. Выбор кольцевой трещины обусловлен тем, что КИН для неё выше, чем для внутренней дискообразной трещины при одинаковых характерных размерах этих трещин и внешней нагрузке.

На внутренней поверхности трубки элементарной ячейки расположена короткая кольцеобразная трещина нормального отрыва. Ввиду её малого размера она практически не влияет на податливость трубки. Эта короткая трещина введена в модель для изучения влияния концентрации напряжений, возникающей в соседних волокнах в окрестности устья главной трещины в центральном волокне. Очевидно, что эта концентрация напряжений зависит от предела текучести прослойки.

Нагружение модели выполняли приложением к её верхнему торцу перемещения, приводящего к среднему по сечению растягивающему напряжению $\sigma = 1$.

Материалы волокна и трубки идеально упругие с модулем Юнга 10 000 и коэффициентом Пуассона 0,3. Материал прослойки идеально упруго-пластичный. Предел текучести $\sigma_y = (0,001—1,0)\sigma$ изменяли с шагом $\lg(\sigma_y) = 0,5$. Предел текучести прослойки σ_y нормировали по напряжению, которое приложено к верхнему торцу модели. Предварительные расчеты показали, что изменение модуля упругости прослойки от $10\,000\sigma_y$ до $10\,000$ не влияет на КИН и энергию, поглощаемую прослойкой.

На рис. 2 показана половина диаметрального сечения модели и четыре варианта граничных условий задачи, рассмотренные в данной работе. Внутренний радиус трубки $R = 1$. В дальнейшем все линейные размеры нормированы по R . Толщина прослойки идеально пластичного материала между волокном и трубкой равна 0,002. Радиус волокна составлял $1 \pm 0,002$. Размер кольцевой трещины a отсчитывается от внутренней поверхности трубки. Размер a изменяли от 0,1 до 0,9 с шагом 0,1. На внутренней поверхности трубки расположена короткая трещина $b = 0,0025$. Длина части интерфейса, на которой при напряжении σ достигается предел

текучести материала прослойки, обозначена через l . Длина модели L выбрана из условия $L > l$ при $a = 0,9$.

Дополнительно рассмотрено влияние предела текучести прослойки с использованием модели, в которой волокно полностью разрушено (рис. 2, б), то есть на нижнем торце волокна (при $Y = 0$) отсутствовали кинематические ограничения и напряжения σ_y . При этом волокно втягивается в трубку в процессе нагружения модели.

Кроме того, определены КИН для внутренней кольцевой трещины в круговом прутке радиусом 2 и длиной $L = 20$ (рис. 2, в). Наружный радиус кольцевой трещины равен 1,0025, а внутренний — изменяли от 0,1 до 1,0 с шагом 0,1. Эта модель представляет материал как сплошную среду, в которой отсутствуют волокна и интерфейсные прослойки.

Вариант граничных условий на рис. 2, г выбран для определения КИН для внутренней дискообразной трещины в сплошном круговом прутке радиусом 2. Радиус дискообразной трещины равен 1,0025.

Для дискретизации модели использовали конечные элементы типа PLANE183 (по классификации ANSYS). Окрестности вершин трещин a и b имели идентичные сетки конечных элементов.

Отметим, что похожая элементарная ячейка (рис. 1, б) выбрана для изучения разрушения однонаправленных волокнистых композитов [26]. При этом обычно рассматривают две основные конфигурации. Первая включает в себя неразрушенное волокно, которое связывает берега трещины в матрице и препятствует её росту. Элементарная ячейка данной конфигурации представляет трубку, из которой выдергивают волокно. Вторая конфигурация представляет собой полностью разрушенное волокно внутри неразрушенной трубки, которая имитирует окружающие неразрушенные волокна и матрицу. В зависимости от поставленной в конкретной работе задачи обе конфигурации рассматривают в одномерной [26], двумерной (осесимметричной) [27] и трехмерной постановках [28]. Таким образом, конфигурация элементарной ячейки, использованная в данной работе, содержит волокно с трещиной, которое расположено внутри, практически, неповрежденной трубки. Данная конфигурация позволяет исследовать начальную стадию разрушения материала — стадию роста трещины в одиночном волокне.

Результаты и их обсуждение **Коэффициенты интенсивности напряжений для трещины** **в центральном волокне модели**

На рис. 3 представлены КИН для кольцевой поверхностной трещины в волокне K_{Ia} и для короткой кольцевой трещины на внутренней поверхности трубки K_{Ib} при различных пределах текучести материала прослойки, а также для внутренней кольцевой трещины в сплошном прутке, радиус сечения которого равен наружному радиусу трубки. Кроме того, на рис. 3, *слева* представлены КИН для кольцевой поверхностной трещины в круглом стержне при растяжении (без трубки). Боковая поверхность стержня свободна от внешних нагрузок и кинематических ограничений. Отличие КИН для кольцевой поверхностной трещины в стержне, полученных в данной работе, от КИН, представленных в справочнике [29], составляет не более 0,2%.

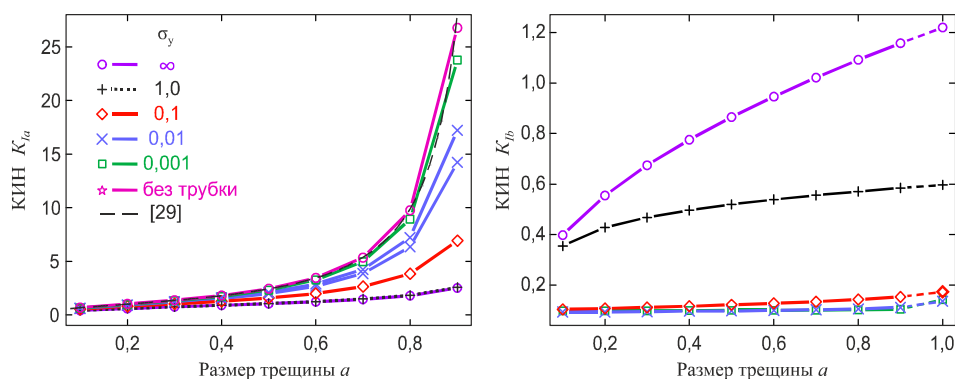


Рис. 3. Коэффициент интенсивности напряжений для кольцевой трещины в волокне (слева) и короткой трещины на внутренней поверхности трубки (справа) при различных пределах текучести интерфейсной прослойки между волокном и трубкой.

На рис. 3 видно, что K_{Ia} возрастает с увеличением размера трещины в волокне. Причем интенсивность этого возрастания заметно снижается с повышением напряжения неупругого сдвига интерфейса между волокном и трубкой (соседними волокнами). Увеличение K_{Ib} для короткой поверхностной трещины в трубке с ростом трещины в волокне становится заметным при $\tau_c > 0,1$. При $\tau_c < 0,1$ рост трещины в волокне не приводит к существенному увеличению КИН для коротких трещин в соседних волокнах, то есть при выполнении данного условия разрушение одного волокна практически не вызывает концентрации напряжений в соседних волокнах и не стимулирует их разрушение.

На рис. 4 точечными линиями представлены относительные КИН K_{Ia}/K_{I0} для кольцевой поверхностной трещины в волокне в зависимости от её размера и напряжения неупругого сдвига интерфейса между волокнами. Нормирование выполнено по КИН K_{I0} для кольцевой поверхностной трещины в одиночном волокне (круглом прутке), боковая поверхность которого свободна от внешних нагрузок и кинематических ограничений. На данном рисунке сплошными линиями представлено также среднее напряжение в сечении волокна с трещиной при нагружении его параллельно в пучке с окружающими волокнами. Видно, что относительный КИН снижается с ростом трещины в волокне, которое нагружено параллельно с окружающими волокнами. Это снижение происходит также при повышении напряжения неупругого сдвига интерфейса между волокнами. Таким образом, требуется прикладывать повышенную нагрузку для старта трещины в волокне или её роста с некоторой конкретной скоростью при увеличении напряжения неупругого сдвига интерфейса между волокнами. Очевидно, что последнее эквивалентно увеличению прочности материала.

Снижение КИН в волокне с трещиной вызвано увеличением его податливости и, соответственно, уменьшением части нагрузки, которую несет это волокно в пучке параллельно нагруженных волокон. Среднее нормальное напряжение в сечении волокна с трещиной (изображенное отрезками сплошной линии на рис. 4) представляет часть нагрузки, которую несет это волокно в пучке. Перераспределение нагрузок между треснутым

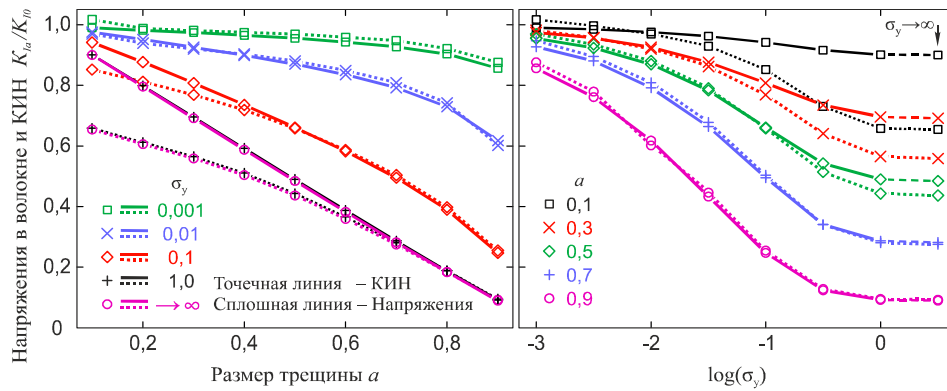


Рис. 4. Изменение напряжений и относительного КИН в волокне с трещиной в зависимости от её размера (слева) и предела текучести материала интерфейсной прослойки (справа). Волокно с трещиной нагружено параллельно с окружающими волокнами. Значения напряжения и КИН при $\sigma_y \rightarrow \infty$ соответствуют сплошной модели (см. рис. 2, в, з).

и окружающими волокнами зависит от предела текучести прослоек. Увеличение предела текучести прослойки приводит к снижению отношения нагрузки, которую несет треснутое волокно, к нагрузке, которую несут окружающие волокна. Соответственно, снижается КИН для трещины в волокне. Подобный эффект используют при пространственной вариации упругих и пластических свойств однонаправленных композитов [30].

Для некоторых конфигураций тел с трещинами, несущими нагрузку параллельно с упругими элементами, наблюдают не только относительное снижение КИН по сравнению с КИН в отсутствие параллельных упругих элементов, но и снижение самого КИН с ростом трещины, которое обуславливает её торможение и остановку. Этот эффект используют при исследовании разрушения хрупких материалов (см., напр., [31—34]).

Коэффициенты интенсивности напряжений для коротких трещин в соседних волокнах

На рис. 5 представлено отношение КИН K_{Ib} для короткой трещины на внутренней поверхности трубки к КИН K_{Ia} для кольцевой поверхностной трещины в волокне. Отличие трещин a и b состоит в том, что вблизи вершины трещины b расположен интерфейс волокна и трубки, который является поверхностью неупругого сдвига и ориентирован перпендикулярно плоскости трещин (параллельно направлению внешних растягивающих напряжений). Как видно на рисунке, этот интерфейс существенно снижает КИН в вершине трещины даже при высоком напряжении неупругого сдвига интерфейса. Таким образом, в волокнистой (слоистой) структуре низкий КИН характерен не только для трещины, вершина которой находится внутри мягкой прослойки между несущими элементами (слоями [35—37]), но и для короткой поверхностной трещины в самом несущем элементе. Иными словами, по мере снижения напряжения неупругого сдвига интерфейса, пересекающего трещину вблизи её вершины, трещина виртуально освобождается от части своей длины и становится короткой поверхностной трещиной.

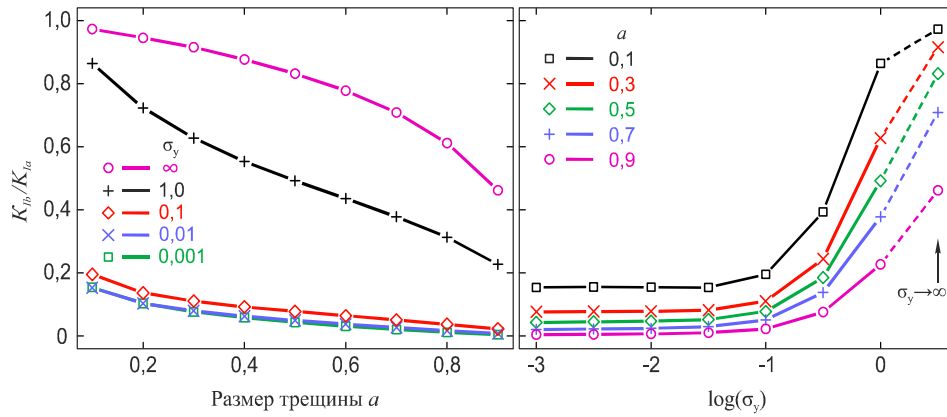


Рис. 5. Изменение отношения КИН в вершине короткой поверхностной трещины в трубке к КИН в вершине кольцевой трещины в волокне с ростом размера последней при различном пределе текучести интерфейсной прослойки между волокнами (слева) и изменение этого отношения с ростом предела текучести прослойки для кольцевых поверхностных трещин различных размеров (справа). Верхняя кривая на рисунке слева и крайние значения справа соответствуют вершине трещины для внутренней кольцевой трещины в сплошном прутке.

В данной работе рассмотрен наиболее критичный случай расположения короткой трещины b — в одной плоскости с главной трещиной a . Очевидно, смещение плоскостей трещин a и b приведет к еще большему снижению K_b .

Поглощение энергии на границе волокна при его разрушении

На рис. 6, слева представлено изменение энергии, которая поглощается на интерфейсе волокна с трещиной $a = 0,9$. В качестве нормирующей величины использована энергия, которая поглощается интерфейсом этого волокна при $\sigma_y = 0,02$. На этом рисунке приведена также длина l участка неупругого сдвига на интерфейсе волокна с трещиной $a = 0,9$ при различном пределе текучести материала прослойки. Длину l определяли как расстояние от трещины a до точки границы, в которой напряжения сдвига вдоль неё становятся меньше 0,01% от σ_y . Видно, что максимальная энергия поглощается интерфейсом волокна с большой трещиной при пределе текучести прослойки $\sigma_y \approx 0,02$. Если при напряжении σ достигается вязкость разрушения материала волокна K_{Ic} для трещины $a = 0,9$, то предел текучести прослойки при сдвиге можно масштабировать с помощью выражения $\tau = (\sigma_y/\sqrt{3})(K_{Ic}/K_{Ia})$. Здесь $K_{Ia} = 14,2$ — КИН для трещины $a = 0,9$ в волокне при напряжении $\sigma = 1$ и $\sigma_y = 0,02$ (см. рис. 3, слева). После подстановки получаем численное значение предела текучести прослойки при сдвиге в материале с однонаправленной волокнистой структурой: $\tau \approx 0,0008K_{Ic}$. При данном значении σ_y длина участка неупругого сдвига интерфейса составляет $l \approx 27$. Таким образом, если волокно содержит трещины на расстоянии примерно 54 радиусов волокна друг от друга, то интерфейс волокна, который примыкает к каждой из трещин, будет поглощать максимальную энергию при деформировании материала на стадии, предшествующей полному разрушению волокон. В этом случае поглощенная энергия, приходящаяся на одну трещину, максимальна.

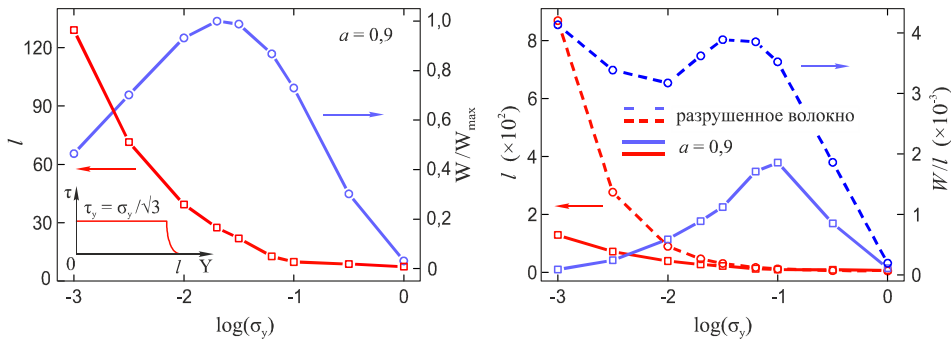


Рис. 6. Изменение энергии, поглощаемой при неупругом сдвиге на интерфейсе волокна с трещиной $a = 0,9$, и длина участка неупругого сдвига на интерфейсе этого волокна (слева). Энергия, поглощаемая единицей длины интерфейса разрушенного и неразрушенного волокон при различном пределе текучести материала интерфейсной прослойки, и длина участка неупругого сдвига на интерфейсе волокна (справа). Нормирование на левом рисунке выполнено по энергии W_{\max} , поглощаемой на интерфейсе волокна при $\sigma_y = 0,02$.

Если энергию, поглощаемую при неупругом сдвиге интерфейса, примыкающего к трещине, отнести к длине участка интерфейса, на котором это поглощение происходит, получаем зависимости (рис. 6, справа) для волокна с большой трещиной ($a = 0,9$) и разрушенного волокна. Как видно, при растяжении напряжением σ пучка, содержащего неразрушенное (треснутое) волокно, максимальная энергия поглощается при пределе текучести прослойки $\sigma_y \approx 0,1$. Для трещины $a = 0,9$ в волокне при напряжениях $\sigma = 1$ и $\sigma_y = 0,1$ (см. рис. 3, слева) $K_{Ia} = 6,9$, предел текучести прослойки при сдвиге в материале с однонаправленной волокнистой структурой составляет $\tau \approx 0,008K_{Ic}$. При этом значении τ плотность энергии, поглощаемой интерфейсом волокна при его разрушении, максимальна. На конечной стадии разрушения волокна при этом значении τ длина участка интерфейса, на котором происходит неупругий сдвиг, $l \approx 10$. Таким образом, материал с неразрушенными волокнами будет поглощать максимальную энергию при деформировании, если волокна содержат трещины на расстоянии примерно 20 радиусов волокна друг от друга, а напряжение неупругого сдвига интерфейса равно полученному пределу текучести прослойки при сдвиге. В этом случае поглощенная энергия, приходящаяся на одну трещину, меньше, чем при $\sigma_y \approx 0,02$ (рис. 6, слева), но энергия, поглощаемая интерфейсом волокна, будет в два раза выше за счет большего количества трещин в волокне.

Расстояние между трещинами в волокне (20—54 радиуса волокна), которое обеспечивает поглощение максимальной энергии на начальной стадии разрушения, очень хорошо коррелирует с *aspect ratio* несущих элементов структуры биологических конструкционных материалов. Возможно, критерием для эволюционного совершенствования этих материалов и, в частности, для выбора оптимального напряжения неупругого сдвига интерфейсов является *поглощение максимальной энергии на начальной стадии разрушения*. Кроме того, при $\sigma_y \approx 0,1$ достигается близкое к максимальному снижение КИН для поверхностной трещины в волокне, что обеспечивает почти максимальную прочность

материала. При изучении деформирования и разрушения пучка коллагеновых молекул методом молекулярного динамического моделирования также установлено, что максимальные прочность пучка и поглощение энергии при разрушении достигаются при близких значениях напряжений неупругого сдвига между молекулами [38]. При моделировании разрушения материала паутины показано, что прочность и энергия, поглощаемая при разрушении, изменяются подобным образом при изменении содержания пластичного компонента материала [39]. Это свидетельствует о том, что противоречие между прочностью и вязкостью разрушения в биологических конструкционных материалах практически отсутствует.

Очевидно, что трещину в волокне можно заменить эластичной прослойкой с такой же податливостью и получить примерно такие же зависимости $W-\tau_c$ или $W/l-\tau_c$.

После разрушения волокна начинается процесс его выдергивания из пучка окружающих волокон. Для изучения этой стадии разрушения наша модель трансформируется в обычную *shear-lag* модель “волокно в трубке”, которую обычно используют для изучения влияния выдергивания разрушенного волокна на рост трещины в матрице композиционного материала (см., напр., [27]). На этой стадии разрушения поглощение энергии на единицу длины волокна растет вместе со снижением напряжения неупругого сдвига интерфейса, по крайней мере, до $\sigma_y \approx 0,03$. При этом значении σ_y наблюдается локальный максимум на зависимости $W/l-\sigma_y$. При дальнейшем уменьшении предела текучести материала прослойки наблюдается некоторое снижение W/l . Дальнейшее снижение σ_y приводит к росту плотности поглощаемой энергии. Длина l , на которой происходит преобразование сдвиговых напряжений на границе волокна в нормальные напряжения в его сечении, больше, чем 100 радиусов волокна (рис. 6, *справа*), и намного превышает известные значения *aspect ratio* несущих элементов структуры биологических конструкционных материалов. Поэтому в данной работе не исследовали экстремумы зависимости $W/l-\sigma_y$ для разрушенного волокна при $\sigma_y < 0,01$.

Заключение

Предложена формулировка главного признака наилучшего конструкционного материала: наличие в его представительном объеме механизмов неупругого сдвига только по поверхности, образованной траекториями максимальных нормальных напряжений.

Модель “треснутое волокно в трубке” с пластичной прослойкой использована для исследования влияния напряжений предела текучести прослойки на КИН для трещины в волокне и поглощение энергии при его разрушении.

Увеличение предела текучести прослойки приводит к снижению КИН для трещины в волокне, что эквивалентно повышению прочности материала. Материал с однонаправленной волокнистой структурой может поглотить максимальную энергию при разрушении, если его волокна содержат трещины на расстоянии 20—54 радиусов волокна друг от друга при напряжении неупругого сдвига интерфейсов волокон, численно равном $(0,008—0,0008)K_{Ic}$, где K_{Ic} — вязкость разрушения материала волокна.

Обнаруженные закономерности, по-видимому, лежат в основе совершенствования биологических конструкционных материалов в процессе эволюции. Они могут быть использованы при разработке новой генерации *bio-inspired* конструкционных материалов, обладающих наивысшим потенциалом механических свойств.

1. *Evans A. G.* Perspective on the development of high-toughness ceramics // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1990. — **73**, No. 2. — P. 187—205.
2. *Currey J. D.* Mechanical properties of mother of pearl in tension // *Proc. Roy. Soc. Lond. B.* — 1977. — **196**, No. 1125. — P. 443—463.
3. *Gao H.* Application of fracture mechanics concepts to hierarchical biomechanics of bone and bone-like materials // *Inter. J. Fract.* — 2006. — **138**, No. 1. — P. 101—137.
4. *Buehler M. J.* Nanomechanics of collagen fibrils under varying cross-link densities: Atomistic and continuum studies // *J. Mech. Behav. Biomed Mater.* — 2008. — **1**, No. 1. — P. 59—67.
5. *Cohen Y.* Novel composite based on ultra-high-molecular-weight polyethylene / *Y. Cohen, D. M. Rein, L. A. Vaykhansky* // *Compos. Sci. Technol.* — 1997. — **57**, No. 8. — P. 1149—1154.
6. *Ward I. M.* The science and technology of hot compaction / *I. M. Ward, P. J. Hine* // *Polymer.* — 2004. — **45**, No. 5. — P. 1413—1427.
7. *Ubbelohde A. R.* Graphite and its crystal compounds / *A. R. Ubbelohde, F. A. Lewis* // *Oxford Univ Press: London, England, 1960.*
8. *Wang L.* Bioinspired structural material exhibiting post-yield lateral expansion and volumetric energy dissipation during tension / *L. Wang, M. C. Boyce* // *Adv. Funct. Mater.* — 2010. — **20**, No. 18. — P. 3025—3030.
9. *Borovik A. V.* Effect of inelastic shear stress at the interfaces in the material with a unidirectional fibrous structure on the SIF for a crack in the fiber and the energy absorbed at fiber fracture / *A. V. Borovik, V. G. Borovik* // *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* — 2014. — **34**, No. 6. — P. 75—82.
10. *Borovik A. V.* Effect of fiber's interfaces cohesive strength in unidirectional fibrous structural material on SIF and fracture energy / *A. V. Borovik, V. G. Borovik* // *Adv. Engineering Mater.* — 2014. — **16**, No. 5. — P. 522—527.
11. *Qi H. J.* Mechanics of biomacromolecular networks containing folded domains / *H. J. Qi, C. Ortiz, M. C. Boyce* // *J. Eng. Mater. Technol.* — 2006. — **128**, No. 10. — P. 509—518.
12. *Bozec L.* Topography and mechanical properties of single molecules of type I collagen using atomic force microscopy / *L. Bozec, M. Horton* // *Biophysical J.* — 2005. — **88**, No. 6. — P. 4223—4231.
13. *Fritsch A.* Ductile sliding between mineral crystals followed by rupture of collagen crosslinks: Experimentally supported micromechanical explanation of bone strength / *A. Fritsch, C. Hellmich, L. Dormieux* // *J. Theor Biol.* — 2009. — **260**, No. 2. — P. 230—252.
14. *Chen B.* A characteristic length for stress transfer in the nanostructure of biological composites / *B. Chen, P. D. Wu, H. Gao* // *Compos. Sci. Technol.* — 2009. — **69**, No. 7—8. — P. 1160—1164.
15. *Cook J.* A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems / *J. Cook, J. E. Gordon* // *Proc. Roy. Soc. London Ser. A.* — 1964. — **282**, No. 1391. — P. 508—520.
16. *Thouless M. D.* Delamination from surface cracks in composite materials / *M. D. Thouless, H. C. Cao, P. A. Mataga* // *J. Mater. Sci.* — 1989. — **24**, No. 4. — P. 1406—1412.
17. *He M. Y.* Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials / *M. Y. He, J. W. Hutchinson* // *Inter. J. Solids Struct.* — 1989. — **25**, No. 9. — P. 1053—1067.

18. *Parmigiani J. P.* The roles of toughness and cohesive strength on crack deflection at interfaces / J. P. Parmigiani, M. D. Thouless // *J. Mech. Phys. Solids*. — 2006. — **54**, No. 2. — P. 266—287.
19. *Ishikawa T.* Crack-resistant fiber-bonded ceramic // *Adv. Eng. Mater.* — 1999. — **1**, No. 1. — P. 59—61.
20. *Боровик В. Г.* Новый конструкционный материал с однонаправленной волокнистой структурой / В. Г. Боровик, О. Н. Григорьев, В. Н. Субботин // *Порошковая металлургия*. — 2012. — № 1/2. — С. 65—74.
21. *Karger-Kocsis J.* Single-polymer composites (SPCs): Status and future trends / J. Karger-Kocsis, T. Bárány // *Compos. Sci. Technol.* — 2014. — **92**. — P. 77—94.
22. *Kabeel M. A.* Compaction of high-modulus melt-spun polyethylene fibres at temperatures above and below the optimum / [M. A. Kabeel, D. C. Bassett, R. H. Olley et al.] // *J. Mater. Sci.* — 1994. — **29**, No. 18. — P. 4694—4699.
23. *Mosleh M.* Manufacture and properties of a polyethylene homocomposite/ M. Mosleh, N. P. Suh, J. Arinez // *Composites. Part A*. — 1998. — **29**, No. 5—6. — P. 611—617.
24. *Gao C.* Development of self-reinforced polymer composites / [C. Gao, L. Yu, H. Liu, L. Chen] // *Progress in Polymer Sci.* — 2012. — **37**, No. 6. — P. 767—780.
25. *Hatanaka K.* A Numerical simulation on strength of Si—Ti—C—O fiber bonded ceramics / [K. Hatanaka, S. Zhao, S. Kajii, T. Ishikawa] // *JSME Int. J. Ser. A*. — 1999. — **42**, No. 3. — P. 362—371.
26. *Cox H. L.* The elasticity and strength of paper and other fibrous materials // *Brit. J. Appl. Phys.* — 1952. — **3**, No. 3. — P. 72—79.
27. *Liu Y-F.* The energy release rate for an interfacial debond crack in a fiber pull-out mode / Y-F. Liu, Y. Kagawa // *Compos. Sci. Technol.* — 2000. — **60**, No. 2. — P. 167—171.
28. *Xia Z.* Shear-lag versus finite element models for stress transfer in fiber-reinforced composites / Z. Xia, T. Okabe, W. A. Curtin // *Ibid.* — 2002. — **62**. — P. 1141—1149.
29. *Stress Intensity Factors Handbook* / Ed. Y. Murakami et al. — Oxford: Pergamon Press. — 1987. — Vol. 1. — P. 71.
30. *Kolednik O.* Improvements of strength and fracture resistance by spatial material property variations / [O. Kolednik, J. Predan, F. D. Fischer, P. Fratzl] // *Acta Mater.* — 2014. — **68**. — P. 279—294.
31. *Pabst R. F.* Neuere methoden der festigkeitsprüfung keramischer werkstoffe // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. — 1975. — **6**, No. 1. — P. 17—29.
32. *Borovik V. G.* Using elastic elements in testing specimens with cracks // *Strength of Mater.* — 1984. — **16**, No. 7. — P. 1057—1061.
33. *Borovik V. G.* Computer-aided, single-specimen controlled bending test for fracture-kinetics measurement in ceramics / V. G. Borovik, V. M. Chushko, S. P. Kovalev // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1995. — **78**, No. 5. — P. 1305—1312.
34. *Nojima T.* Development of crack stabilizing apparatus for fracture toughness testing in brittle materials / T. Nojima, T. Oka, H. Kobayashi // *J. Ceram. Soc. Japan*. — 1997. — **105**, No. 8. — P. 690—694.
35. *Hamamoto Y.* Realistic numerical analysis of a bioinspired layered composite with a crack: robust scaling laws and crack arrest / Y. Hamamoto, K. Okumura // *Adv. Eng. Mater.* — 2013. — **15**, No. 6. — P. 522—528.
36. *Yao H.* Cracks fail to intensify stress in nacreous composites / [H. Yao, Z. Song, Z. Xu, H. Gao] // *Compos. Sci. Technol.* — 2013. — **81**. — P. 24—29.
37. *Kolednik O.* The yield stress gradient effect in inhomogeneous materials// *Inter. J. Solids. Struct.* — 2000. — **37**, No. 5. — P. 781—808.
38. *Buehler M. J.* Nature designs tough collagen: Explaining the nanostructure of collagen fibrils // *Proc. of the National Academy of Sciences of the United States of America*. — 2006. — **103**, No. 33. — P. 12285—12290.
39. *Bosia F.* Hierarchical simulations for the design of supertough nanofibers inspired by spider silk / F. Bosia, M. J. Buehler, N. M. Pugno // *Phys. Rev. E*. — 2010. — **82**, No. 5. — P. 1—7.

Вплив межі текучості інтерфейсного прошарку між волокнами на КІН для тріщини у волокні та енергію, що поглинається при руйнуванні, в матеріалі з односпрямованою структурою

О. В. Боровик

Розглянуто один з механізмів реалізації головної ознаки конструкційного матеріалу, від якої залежить максимальний опір руйнуванню. Модель "тріснуте волокно в трубі" з тонким пластичним прошарком використано для вивчення впливу межі текучості прошарку на КІН для тріщини в волокні і енергію, яка поглинається при його руйнуванні. Отримано межю текучості прошарку і відстань між тріщинами в волокні, при яких поглинається максимальна енергія при руйнуванні матеріалу на стадії росту тріщин в волокнах. Ця стадія передуює висмикнуванню повністю зруйнованих волокон.

Ключові слова: конструкційний матеріал, волокно, межа текучості, тріщина, коефіцієнт інтенсивності напружень, енергія руйнування.

Influence of interface yield strength on the SIF for a crack in a fiber and energy absorbed at fiber fracture

A. V. Borovik

It is considered one of the mechanisms for implementing the main feature of structural material that responsible for the maximum fracture resistance. This mechanism is a thin perfect plastic interlayer between load-bearing elements of material structure. The "cracked fiber-in-tube" model is employed to study the influence of interlayer yield strength on the SIF for a crack in a fiber and on the energy absorbed by inelastic shear at the interfaces of fibers at their fracture. We have obtained the interlayer yield strength and the distance between cracks in a fiber at which the maximum energy is absorbed during material fracture at the stage of cracks growth in fibers. This stage precedes the pullout of completely fractured fibers.

Keywords: structural material, fiber, interlayer, shear yield strength, crack, stress intensity factor, fracture energy.