

Влияние канальных трещин на разрушение волокон в однокомпонентном материале с однонаправленной волокнистой структурой

В. Г. Боровик

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН
Украины, Киев, e-mail: v_borovik@inbox.ru

В материалах, получаемых прессованием пучка волокон при их пластическом деформировании, образуются поровые каналы с сечениями в виде гипоциклоид, размеры которых зависят от режима прессования. При разрушении эти каналы эквивалентны канальным трещинам (КТ). Проведен трехмерный анализ распространения области упругого и неупругого сдвига на границе треснутого волокна в пучке неповрежденных волокон при их растяжении. Укладка волокон в пучке гексагональная. Сечения волокон представляют собой правильные шестиугольники. Исследовано влияние размера КТ на коэффициент интенсивности напряжений (КИН), раскрытие трещины в волокне, поглощение энергии (ПЭ) при неупругом сдвиге на границе волокна и длину участка границы волокна, на которой действуют ненулевые касательные напряжения. Установлено, что ПЭ на границе треснутого волокна, КИН и раскрытие трещины в волокне и длина зоны ненулевых касательных напряжений на границе волокна определяются произведением когезионной прочности границы между волокнами и ширины контакта между ними.

Ключевые слова: *конструкционный материал, канальная трещина, прочность, сопротивление разрушению, коэффициент интенсивности напряжений, граница волокна, неупругий сдвиг.*

Введение

Одним из основных свойств конструкционного материала (КМ) является сопротивление разрушению (СР). Вязкость разрушения, работа разрушения — количественные характеристики СР материала. Увеличение СР эквивалентно снижению склонности материала к концентрации напряжений, снижению хрупкости, увеличению поглощения энергии при разрушении. Устранение причин хрупкого разрушения является важной задачей при разработке КМ. Для большинства материалов существуют условия, в которых они разрушаются хрупко.

При разработке КМ желательно понимать, какой признак материала в наибольшей степени определяет СР. Очевидно, что концентрация напряжений в окрестности дефекта, от которого происходит разрушение, не зависит от химического и фазового составов материала. Простая смесь компонентов также не обеспечивает материалу высокого СР. Например, раковина моллюска имеет вязкость разрушения в 3000 раз выше, чем у минерала кальцита, из которого она состоит более чем на 95% [1]. По-видимому, СР определяется другими признаками материала. Выбор ключевого признака, отвечающего за некоторое свойство материала, подобен известной задаче математического анализа о выборе базиса при разложении некоторой неизвестной функции в ряд. При удачном выборе базиса можно

добиться хорошего представления неизвестной функции первым членом ряда. Кроме того, в математике и теории кодирования информации отдельно выделяют задачу поиска значимых переменных для описания соответствующего объекта. С этой точки зрения главный классификационный признак материала должен представлять некоторую сущность, которая в наибольшей степени определяет интересующее нас свойство материала.

На основе анализа КМ биологического происхождения в работах [2, 3] предложена формулировка главного признака, определяющего максимальное СР: *наличие в материале механизмов неупругого сдвига только в одном направлении. В элементе конструкции это направление совпадает с касательной к траектории максимальных нормальных напряжений.* Биологические КМ прошли миллиарды лет эволюции и являются наилучшими для условий существования организмов. Изучение закономерностей, которые обеспечивают им наивысшие СР и оптимальный уровень других механических свойств, с целью использования этих закономерностей для создания искусственных материалов для других условий применения считается главной задачей механики материалов 21 века [4].

В биологических КМ главный признак реализован за счет однонаправленной слоистой и/или волокнистой структуры, ориентированной вдоль направления максимальных нормальных напряжений, действующих в конкретном элементе конструкции, и низких напряжений неупругого сдвига между несущими элементами структуры материала (низкого предела текучести неупругой прослойки между несущими элементами). Передовые искусственные КМ с однонаправленной волокнистой структурой [5—8] подобны биологическим КМ. Образцы материалов такого типа созданы на основе SiC [5], Si₃N₄ [6], стекла [7], полипропилена [8]. Это практически однокомпонентные материалы. Они имеют наивысшее объёмное содержание несущих элементов в структуре и поэтому обладают наивысшим потенциалом прочностных свойств. Большая удельная площадь внутренних границ между несущими элементами структуры в этих материалах позволяет поглотить максимальную энергию при деформировании и разрушении за счет относительного неупругого сдвига несущих элементов. Эти материалы можно отнести к новому классу КМ. При их разработке предложенная формулировка главного признака позволяет сконцентрировать наше внимание на исследовании, конструировании и совершенствовании механизмов сдвига на границах несущих элементов структуры с целью максимизации поглощения энергии (ПЭ) на различных стадиях деформирования и разрушения, а также минимизации коэффициента интенсивности напряжений (КИН) на дефектах/трещинах.

При достаточно низкой когезионной прочности границ в материалах [5—8] волокна разрушаются независимо друг от друга. Более того, трещины в волокне, которые достаточно удалены друг от друга, также растут независимо. Такой тип разрушения называют *global load-sharing* [9]. Он является наиболее предпочтительным, так как не приводит к суперпозиции полей напряжений от трещин в каждом волокне, образованию единой области концентрации напряжений и магистральной

трещины. Разрушению сопротивляется весь объём материала, а не его малая часть в окрестности фронта магистральной трещины. Разрушение такого типа можно условно разделить на два этапа: 1) рост трещин в волокнах и 2) разрушение материала после разрушения волокон. В волокнистых композитах первый этап заканчивается фрагментацией волокон [10]. Второй этап разрушения материала из семейства [5], в частности, исследован в работе [11]. При изучении первого этапа разрушения материала с однонаправленной волокнистой структурой без канальных трещин [2, 3] установлено, что существует оптимальное значение когезионной прочности границы волокна, обеспечивающее максимальное ПЭ на этом этапе деформирования. Оптимальному значению когезионной прочности соответствует расстояние между трещинами в волокне, при котором материал поглощает энергию максимально на первой стадии разрушения. Для модели распределенного сдвига [12] это расстояние эквивалентно длине transformation length, на которой действуют сдвиговые напряжения на поверхности несущего элемента структуры материала. На этой длине происходит полное преобразование напряжений сдвига на границе волокна в примерно равномерные нормальные растягивающие напряжения в его сечении. Оптимальное значение когезионной прочности соответствует также существенному снижению КИН для трещины в волокне. Важно отметить, что моделирование механизма неупругого сдвига между волокнами с использованием когезионной модели [2, 3] и тонкой идеально пластичной прослойки [13, 14] приводит к практически совпадающим результатам.

Технология получения материалов [5—8] включает прессование пучка волокон при их пластическом деформировании. Прессованием гексагонально упакованных волокон можно получить материал с относительной плотностью 0,91—1,0 и относительной шириной контактных площадок между волокнами 0—1 [15, 16]. Поровое пространство такого материала образовано каналами с сечениями в виде трехлучевой гипоциклоиды. Эти каналы можно рассматривать как канальные трещины (КТ) в различных задачах деформирования и разрушения материала [17—20]. Такие КТ могут быть получены также двухстадийным прессованием пучка волокон. Первая стадия прессования до некоторой промежуточной плотности обеспечивает заданную когезионную прочность границ волокон. На второй стадии выполняют прессование пучка до максимальной плотности. Границы волокон между фронтами смежных КТ представляют собой поверхности взаимного сдвига волокон при их разрушении.

Цель данной работы — исследовать влияние канальных трещин на разрушение волокон в однокомпонентных материалах с однонаправленной волокнисто-канальной структурой.

Модель материала

На рис. 1, *a* представлено сечение однокомпонентного материала из стеклянных (базальтовых) волокон, который получен прессованием пучка волокон при их пластическом деформировании [7]. Модель волокна в этом материале показана на рис. 1, *б*, часть соседних волокон — на рис. 1, *б* сечениями плоскостью $Z = 0$. Центральное волокно модели радиусом R содержит кольцевую поверхностную трещину с характерным

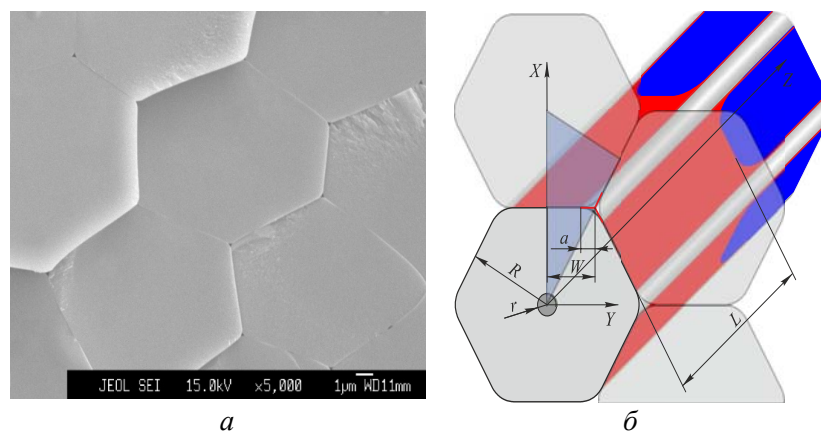


Рис. 1. Сечение, перпендикулярное волокнам, однокомпонентного стекловолоконного материала (а), модель волокна в однокомпонентном материале с однонаправленной волокнисто-канальной структурой (б).

размером $R - r$. Эффективное сечение центрального волокна в плоскости $Z = 0$ представляет собой круг радиусом $r = 0,9R$. Выбор данного типа трещины в центральном волокне обусловлен тем, что в соответствии с принципом Сен-Венана при достаточно слабой механической связи между волокнами напряженно-деформированное состояние волокна на расстоянии больше двух его диаметров практически не зависит от расположения и формы эффективного сечения $Z = 0$. При гексагональной упаковке волокон и нулевом размере КТ ($a = 0$) ширина границы между соседними волокнами $2W = 2R \cdot \text{tg}30^\circ$. Как показано в работе [20], замена порового канала с остроконечным сечением в виде гипоциклоиды трехлучевой КТ практически не влияет на КИН в ее вершине. Поэтому в данной работе при моделировании разрушения считаем сечения волокон правильными шестиугольниками (без скруглений). При гексагональной укладке волокон элементарная ячейка в виде призмы с треугольным основанием и граничными условиями, показанными на рис. 2, позволяет моделировать напряженно-деформированное состояние материала (рис. 1, а) при растяжении его вдоль оси Z .

Все линейные размеры нормированы по радиусу волокна R . Длина элементарной ячейки была выбрана равной 80, поскольку предварительные расчеты показали, что этой длины достаточно, чтобы для большинства значений когезионной прочности границы волокна длина участка ненулевых сдвиговых напряжений (transformation length) L на границе волокна не превышала 75. Размер КТ изменяли от 0 до $0,9W$ с шагом $0,1W$. Для дискретизации элементарной ячейки использовали конечные элементы (КЭ) типа Solid186 (по классификации ANSYS). На границе между центральным и смежным волокном располагали контактные КЭ типа Conta174 и Targe170. Элементарная ячейка содержала около 1,5 млн. КЭ типа Solid186 и 35 тыс. КЭ типа Conta174 (Targe170).

Граничные условия задачи показаны на рис. 2. Нагружение ячейки осуществляли единичным растягивающим напряжением ($\sigma = 1$) на торце $Z = 80$. При этом обеспечивалось постоянство перемещений по оси Z на этом торце ($u_z = \text{const}$). Модуль Юнга материала волокон $E = 10\,000$,

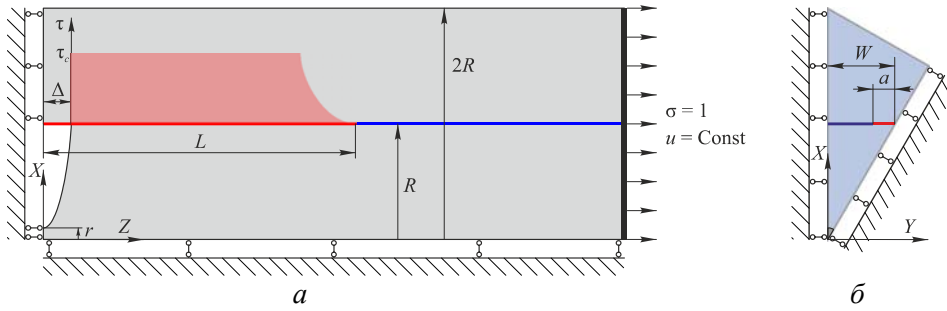


Рис. 2. Граничные условия задачи и деформированное состояние элементарной ячейки: *a* — сечение плоскостью, проходящей через ось *Z*; *б* — сечение плоскостью $Z = \text{const}$.

коэффициент Пуассона — 0,3. Нормальная и тангенциальная жесткости контактных элементов выбраны равными модулю упругости волокна. Моделирование проводили при когезионной прочности границы волокна τ_c от $\lg \tau_c = 0$ до $\lg \tau_c = -3$ с шагом $\lg \tau_c = -0,1$. При анализах величины сдвиговых напряжений, модулей упругости и жесткости контактов нормированы по σ .

Использовали когезионную модель (CZM) [21] с очень пологим участком разупрочнения, для получения которого максимальное (критичное) смещение точек границы было выбрано равным 10 000. Такой выбор параметров CZM позволяет приблизить её к диаграмме деформирования прослоек между несущими элементами структуры биологических конструкционных материалов и к диаграммам кулоновского трения или идеально пластичного материала. Это обеспечивает минимальное снижение напряжения на границе при смещении её точек, не превышающем величину раскрытия трещины (РТ) Δ в центральном волокне.

Результаты и их обсуждение

При нагружении модели происходит раскрытие трещины в центральном волокне, которое сдерживается касательными напряжениями на границе волокна. При достижении ими когезионной прочности имеет место неупругий сдвиг, зона которого распространяется от устья трещины в центральном волокне по границе между волокнами. Эта зона закрашена красным цветом на рис. 1, *б* и показана красной линией на рис. 2.

На рис. 3, *a* представлены поля напряжений сдвига на границе волокна при размере КТ $a/W = 0,5$ и когезионной прочности границы τ_c от σ до $0,2\sigma$. Зоны неупругого сдвига на границе волокна показаны красным цветом, синим — области границы волокна, на которых отсутствуют касательные напряжения. Как видно, КТ приводят к расщеплению границы при совместном распространении трещин сдвига и среза. Изменение размера L_e области границы волокна, на которой напряжения сдвига находятся в диапазоне $0,01\tau_c \leq \tau \leq 0,99\tau_c$, показано на рис. 3, *б* для всех размеров КТ от 0 до 0,9 и для всех значений когезионной прочности от $\tau_c = 0,001\sigma$ до $\tau_c = \sigma$. Как видно, с уменьшением ширины контакта между волокнами увеличивается длина области границы, на которой передача нагрузки между волокнами осуществляется за счет упругих касательных напряжений.

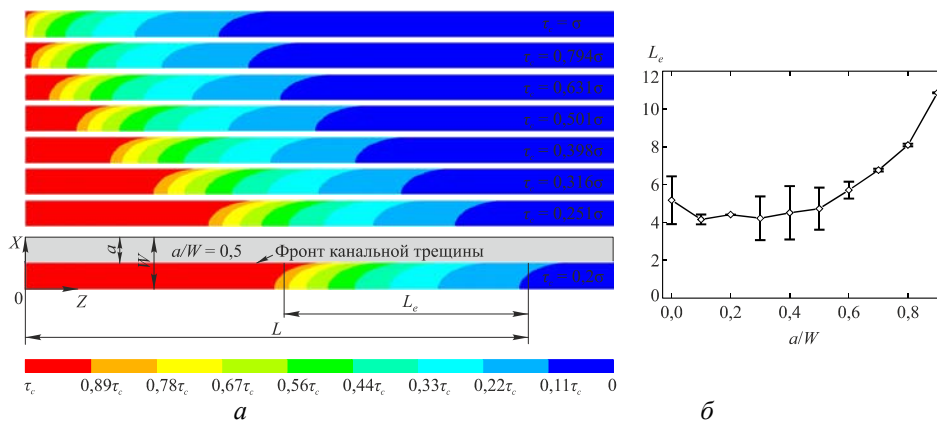


Рис. 3. Напряжения сдвига на границе волокна с канальными трещинами $a/W = 0,5$ при различной когезионной прочности границы (а) и зависимость длины участка упругого контакта L_e от размера канальной трещины (б).

Длину L вычисляли как частное от деления суммарной площади элементов, в которых напряжения сдвига достигли когезионной прочности, деленной на половину ширины границы между волокнами ($W - a$). Энергию U , которая поглощается при неупругом сдвиге на границе, вычисляли как интеграл по площади границы от произведения когезионной прочности на величину сдвига в каждом элементе.

На рис. 4, а кривыми красного цвета представлены зависимости длины L при различных размерах КТ, кривыми синего — значения энергии U , которая поглощается при сдвиге на границе волокна. Видно, что максимальная энергия практически не зависит от τ_c и a/W . Увеличение относительного размера КТ a/W от 0 до 0,9 приводит к смещению зависимостей $L - \log \tau_c$ и $U - \log \tau_c$ в область более высоких значений когезионной прочности (кривые смещаются вправо примерно на 1). В связи с этим на рис. 4, б указанные кривые перестроены в координатах $L - \log(\tau_c(1 - a/W))$ и $U - \log(\tau_c(1 - a/W))$. В результате каждая группа кривых L и U укладывается в достаточно узкую полосу. Интересно, что в пределах этой полосы увеличение размеров КТ от 0 до 0,7 приводит к небольшому постепенному смещению каждой кривой в сторону более низких значений когезионной прочности границы.

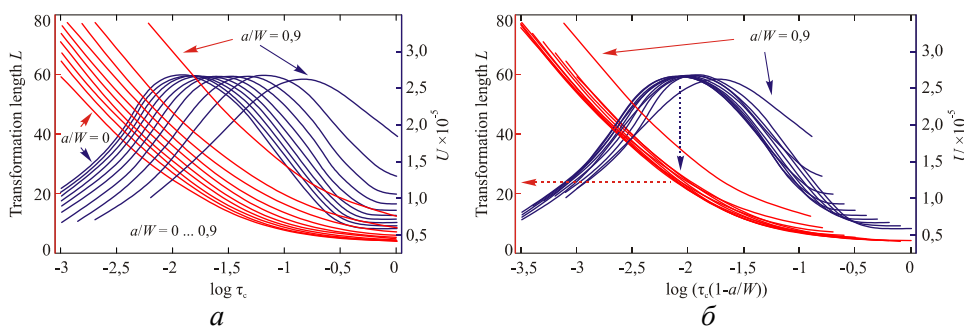


Рис. 4. Влияние когезионной прочности границы волокна (а) и погонной силы сопротивления неупругому сдвигу вдоль границы волокна (б) на длину зоны ненулевых касательных напряжений на границе волокна и энергию, поглощаемую при деформировании волокна с трещиной $(1 - r/R) = 0,9$ в пучке неповрежденных волокон при размере канальной трещины a/W от 0 до 0,9.

Фактически величина $\tau_c(1 - a/W)$ представляет собой погонную силу сопротивления (ПСС) границы волокна неупругому сдвигу вдоль границы. Как видно на рис. 4, б, ПЭ максимально при погонном сопротивлении и составляет примерно $\sigma/100$. При этом длина зоны преобразования сдвиговых напряжений на границе волокна в примерно равномерные нормальные напряжения в его сечении равна ~ 24 радиусам волокна. Таким образом, чтобы поглотить максимальную энергию при деформировании материала на первой стадии разрушения, волокна должны содержать начальные трещины, которые расположены одна от другой на расстоянии примерно 48 радиусов волокна по его длине, и иметь ПСС примерно в сто раз меньшую напряжений окончания первой стадии разрушения материала.

На рис. 5, а точечными кривыми синего цвета представлены зависимости величины РТ в центральном волокне при различных размерах КТ и значениях когезионной прочности границы. Фактически, РТ представляет собой величину максимального сдвигового смещения точек контакта на границе треснутого и неповрежденного волокон. Кривые красного цвета — зависимости КИН от тех же параметров. Как видно, увеличение размера КТ приводит к росту КИН и РТ. На рис. 5, а это выражено смещением каждой зависимости в сторону больших τ_c . Как и для зависимостей на рис. 4, а, изменение размера КТ от 0 до $0,9W$ приводит к смещению зависимостей РТ— $\log \tau_c$ и КИН— $\log \tau_c$ в направлении более высоких значений τ_c примерно на 1. Это позволило представить указанные зависимости в координатах РТ— $\log \tau_c(1 - a/W)$ и КИН— $\log \tau_c(1 - a/W)$ на рис. 5, б. В результате каждая группа кривых РТ и КИН укладывается в достаточно узкую полосу. Как и на рис. 4, б, здесь также заметно небольшое смещение каждой зависимости в сторону более низких значений когезионной прочности границы, по крайней мере, до $a/W = 0,7$.

На рис. 5, б вертикальная пунктирная линия $\log \tau_c(1 - a/W) = -2$ указывает положение максимума ПЭ при разрушении волокна в пучке неповрежденных волокон на рис. 4, б. Как видно, оптимальная ПСС обеспечивает примерно двукратное снижение КИН для большой трещины в волокне по сравнению с КИН для трещин в волокнах, которые практически не связаны по границам. Иными словами, при оптимальной связи между волокнами пучка требуется прикладывать в два раза большее

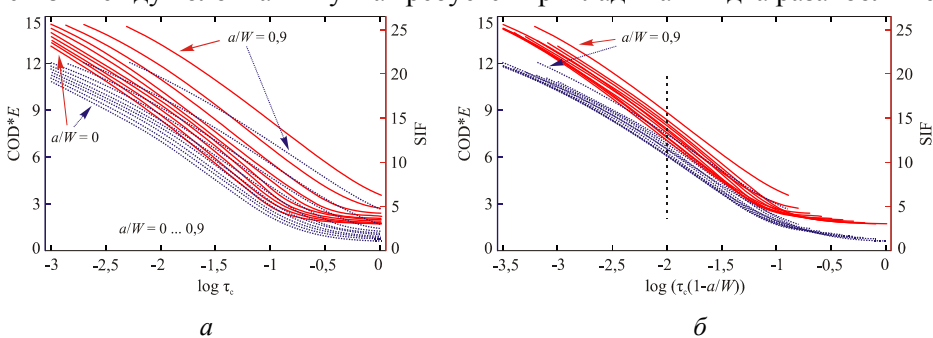


Рис. 5. Влияние когезионной прочности границы волокна (а) и погонной силы сопротивления неупругому сдвигу вдоль границы волокна (б) на РТ и КИН для трещины размером $(1 - r/R) = 0,9$ в центральном волокне в пучке неповрежденных волокон при размере канальной трещины $a/W = 0—0,9$.

усилие для достижения КИН, необходимого для роста больших трещин в волокнах. Этот эффект вызван повышением податливости треснутого волокна, обусловленным трещиной в волокне, и соответствующим снижением напряжений в нем при совместном растяжении в пучке с другими неповрежденными волокнами [3, 22].

Интересно отметить, что увеличение ПСС $\lg \tau_c(1 - a/W)$ от $-3,5$ до -2 приводит к снижению КИН и повышению ПЭ при разрушении волокна. При дальнейшем повышении ПСС снижение КИН сопровождается уменьшением ПЭ при разрушении волокна. По-видимому, диапазон ПСС $\lg \tau_c(1 - a/W)$ от -2 до -1 представляет область, в которой прочность и хрупкость являются конкурирующими свойствами материала.

Заключение

Предложена 3-D модель материала, который получают прессованием пучка волокон при их пластическом деформировании. Исследовано влияние размера канальной трещины на границе между волокнами и когезионной прочности границы на КИН и РТ для поверхностной трещины в волокне, а также на длину области ненулевых касательных напряжений и поглощение энергии на границе волокна с трещиной при его совместном деформировании в пучке неповрежденных волокон.

Показано, что поглощение энергии на границе треснутого волокна определяется произведением когезионной прочности границы между волокнами на ширину контакта между ними. Это произведение является, по существу, погонной силой сопротивления неупругому сдвигу границы между волокнами. При разрушении волокна максимальная энергия поглощается при ПСС, равной $0,01$ от напряжения фрагментирования волокна в пучке неповрежденных волокон. При этой ПСС происходит примерно двукратное снижение КИН для большой трещины в волокне по сравнению с КИН для трещин в волокнах, которые практически не связаны по границам.

Установлено, что для поглощения максимальной энергии при деформировании материала на стадии разрушения (фрагментирования) волокон они должны содержать начальные трещины, которые расположены одна от другой на расстоянии примерно 48 радиусов волокна по его длине, и погонное сопротивление неупругому сдвигу границы примерно в сто раз меньше напряжения окончания первой стадии разрушения материала.

1. *Currey J. D.* Mechanical properties of mother of pearl in tension // Proc. Roy. Soc. Lond. B. — 1977. — **196**, No. 1125. — P. 443—463.
2. *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. Eng. Mater. — 2014. — **16**, No. 5. — P. 522—527.
3. *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.
4. *Gao H.* Application of fracture mechanics concepts to hierarchical biomechanics of bone and bone-like materials // Inter. J. Fract. — 2006. — **138**, No. 1—4. — P. 101—137.

5. *Ishikawa T.* Crack-resistant fiber-bonded ceramic // *Adv. Eng. Mater.* — 1999. — 1, No. 1. — P. 59—61.
6. *Kovar D.* Fibrous monolithic ceramics / [D. Kovar, B. H. King, R. W. Trice, J. W. Halloran] // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1997. — 80, No. 10. — P. 2471—2487.
7. *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.
8. *Karger-Kocsis J.* Single-polymer composites (SPCs): Status and future trends / J. Karger-Kocsis, T. Bárány // *Compos. Sci. Technol.* — 2014. — 92, No. 1. — P. 77—94.
9. *Heredia F. E.* Mechanical properties of continuous-fiber-reinforced carbon matrix composites and relationships to constituent properties / [F. E. Heredia, S. M. Spearing, A. G. Evans et al.] // *J. Amer. Ceram. Soc.* — 1992. — 75, No. 11. — P. 3017—3022.
10. *Curtin W. A.* Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composites // *Ibid.* — 1991. — 74, No. 11. — P. 2837—2845.
11. *Hatanaka K.* A numerical simulation on strength of Si—Ti—C—O fiber bonded ceramics / [K. Hatanaka, S. Zhao, S. Kajii, T. Ishikawa] // *JSME Internat. J.* — 1999. — 42, No. 3. — P. 362—371.
12. *Cox H. L.* The elasticity and strength of paper and other fibrous materials // *Brit. J. Appl. Phys.* — 1952. — 3, No. 3. — P. 72—79.
13. *Боровик А. В.* Моделирование механизма неупругого сдвига на границе между волокнами в материале с однонаправленной структурой тонкой идеально пластичной прослойкой // *Проблемы прочности.* — 2015. — № 3. — С. 106—114.
14. *Боровик А. В.* Влияние неупругого сдвига на границах волокон в материале с однонаправленной структурой на КИН для трещины в волокне и энергию, поглощаемую при его разрушении // *Материаловедение.* — 2015. — № 6. — С. 37—45.
15. *Боровик В. Г.* Моделирование формирования внутренних границ в процессе прессования пучка однонаправленных волокон в пластичном состоянии // *Порошковая металлургия.* — 2009. — № 7/8. — С. 18—28.
16. *Боровик В. Г.* Морфологические характеристики контактов между волокнами, получаемые при моделировании их прессования в пластичном состоянии с учетом трения // *Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении.* — К. : Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2009. — Вып. 11. — С. 55—64.
17. *Borovik V. G.* Stress intensity factors at the intersection of a crack and pore channels with various cross-sections // *Internat. J. Fract.* — 2011. — 169, No. 1. — P. 105—111.
18. *Borovik V. G.* Three-dimensional numerical analysis of stress intensity factors at the intersection of a crack and pore channels with star-like cross-section // *Ibid.* — 2012. — 175, No. 1. — P. 27—37.
19. *Боровик В. Г.* Моделирование эффективных упругих характеристик материала, содержащего параллельные поровые каналы с сечениями в виде трехлучевых трещин // *Порошковая металлургия.* — 2010. — № 5/6. — С. 28—38.
20. *Боровик В. Г.* Коэффициенты интенсивности напряжений K_I и K_{II} для трещин в вершинах параллельных поровых каналов с сечениями в виде трехлучевых звезд // *Там же.* — 2011. — № 3/4. — С. 10—22.
21. *Alfano G.* Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites: mechanical and computational issues / G. Alfano, M. A. Crisfield // *Inter. J. Num. Mech. Engng.* — 2001. — 50, No. 7. — P. 1701—1736.
22. *Боровик В. Г.* Использование упругих элементов при испытаниях образцов с трещинами // *Проблемы прочности.* — 1984. — № 5. — С. 3—6.

Вплив каналних тріщин на руйнування волокон в однокомпонентному матеріалі з односпрямованою волокнистою структурою

В. Г. Боровик

У матеріалах, що отримуються пресуванням пучка волокон при їх пластичній деформації, утворюються порові канали з перетинами у вигляді гіпоциклоїд, розміри яких залежать від режиму пресування. При руйнуванні ці канали еквівалентні каналним тріщинам (КТ). Проведено тривимірний аналіз розвитку області пружного і непружного зсуву на межі волокна, що тріснуло в пучку непошкоджених волокон при їх розтягуванні. Укладання волокон в пучку гексагональне. Перетинами волокон є правильні шестикутники. Досліджено вплив розміру КТ на коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН), розкриття тріщини у волокні, поглинання енергії (ПЕ) при непружному зсуві на межі волокна і довжину ділянки межі волокна, на якій діють ненульові напруження зсуву. Встановлено, що ПЕ на межі волокна, що тріснуло, КІН і розкриття тріщини у волокні і довжина зони ненульових напружень зсуву на межі волокна визначаються добутком когезійної міцності межі між волокнами і ширини контакту між ними.

Ключові слова: конструкційний матеріал, канална тріщина, міцність, опір руйнуванню, коефіцієнт інтенсивності напружень, межа волокна, непружний зсув.

Effect of channel cracks on fiber's fracture in one-component material with unidirectional fibrous structure

V. G. Borovik

Materials obtained by pressing a fiber bundle at plastic deformation possess pore channels with cross-sections in the form of hypocycloids the size of which depends on the pressing regime. These channels are equivalent to channel cracks (CC) at failure. A three-dimensional analysis of extension of the elastic and inelastic shear area at the interface of the cracked fiber in the bundle of undamaged fibers under tension is performed. The fiber stacking in the bundle is hexagonal. The fiber cross-sections are regular hexagons. The effect of CC size on the stress intensity factor (SIF), the crack opening displacement (COD) in the fiber, the energy dissipation (ED) at the inelastic shear at the fiber interface and the length of the interface with the non-zero shear stresses (LIS) are investigated. It is found that the ED at the interface of the cracked fiber, SIF and COD for the crack in the fiber and LIS are determined by the product of the interface cohesive strength and the contact width between fibers.

Keywords: structural material, channel crack, strength, fracture resistance, stress intensity factor, fiber interface, inelastic shear.