

07,18

Влияние выдергивания графеновых пластин из керамической матрицы на трещиностойкость композитов керамика/графен

© С.В. Бобылев

¹ Институт проблем машиноведения РАН,
Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: bobylev.s@gmail.com

Поступила в Редакцию 9 марта 2022 г.

В окончательной редакции 9 марта 2022 г.

Принята к публикации 13 марта 2022 г.

Предложена теоретическая модель, описывающая влияние выдергивания графеновых пластин из матрицы на трещиностойкость композитов керамика/графен. Рассчитаны зависимости вязкости разрушения от содержания графена и размеров графеновых пластин на примере композита стабилизированный оксид циркония (YSZ)/графен. Расчеты предсказывают, что если выдергивание графеновых пластин из матрицы является доминирующим механизмом, то максимальная трещиностойкость достигается в случае как можно более длинных и тонких пластин графена при условии, что последние имеют достаточную прочность и адгезию к матрице. Модель показывает хорошую корреляцию с экспериментальными данными при малых концентрациях графена.

Ключевые слова: композиты, графен, керамики, трещины, вязкость разрушения.

DOI: 10.21883/FTT.2022.06.52400.306

1. Введение

Благодаря своим превосходным механическим, оптическим и термическим свойствам, высокой электропроводности и большой площади поверхности графен является отличным наполнителем для композитов с полимерными, металлическими и керамическими матрицами (см., например, обзоры [1–3]). В частности, в последние годы разные исследовательские группы начали синтез керамических нанокompозитов, содержащих нановключения (толщиной несколько нанометров) графена или восстановленного оксида графена [1–10]. Исследования этих композитов показали, что включения графена в форме пластин (далее мы их будем называть графеновыми нанопластинами — ГНП) могут приводить к значительному увеличению вязкости разрушения, прочности и электропроводности керамики [1–10]. В частности, небольшие объемные доли графена или восстановленного оксида графена могут привести к значительному увеличению трещиностойкости керамики. Например, в работе [4] было обнаружено увеличение вязкости разрушения нитрида кремния на 135 процентов за счет добавления 1.5 объемных процентов ГНП. Столь резкое увеличение вязкости разрушения было объяснено [4] в первую очередь образованием плотных ансамблей листов графена, которые окружают отдельные зерна и вызывают изменение направления роста трещин. Ли и др. [5] наблюдали увеличение вязкости разрушения оксида алюминия в 2.5 раза после добавления 2 vol.% восстановленного оксида графена. Другим примером значительного увеличения вязкости разрушения явля-

ется карбид тантала [6], в котором ГНП увеличили вязкость разрушения на 99 процентов. В то же время имеются примеры керамик, упрочненных ГНП [3,7–10], которые не демонстрируют такого сильного упрочнения. Структурные исследования показали, что повышение трещиностойкости таких нанокompозитов связано в первую очередь с бриджингом трещин (crack bridging) включениями графена, выдергиванием ГНП из матрицы, а также с ветвлением и искривлением трещин [4,6,8]. Под „бриджингом трещин“ здесь и далее понимается механизм образования перемычек (мостиков), удерживающих берега трещины от раскрытия.

Несколько авторов [11–13] ранее теоретически исследовали эффекты упрочнения, связанные с ГНП, в композитах с керамической и полимерной матрицей. В частности, Жан и др. [11] оценили вклад выдергивания графеновых пластинок на вязкость разрушения полимера, усиленного ГНП. Для этого они рассчитали работу, необходимую для выдергивания ГНП из матрицы возле вершины трещины. Однако их модель кажется упрощенной, поскольку они предполагали, что каждая ГНП полностью вытягивается сразу после того, как фронт трещины проходит мимо пластинки, что может иметь место только для очень коротких пластинок. Кроме того, они пренебрегли вкладом бриджинга в зоне позади вершины трещины. Рамирез и Осенди [12] применили решение [14], найденное для керамики, упрочненной волокнами, для керамики, упрочненной ГНП, которое, однако, не учитывало реальную плоскую форму ГНП. В обоих исследованиях [11,12] получена линейная за-

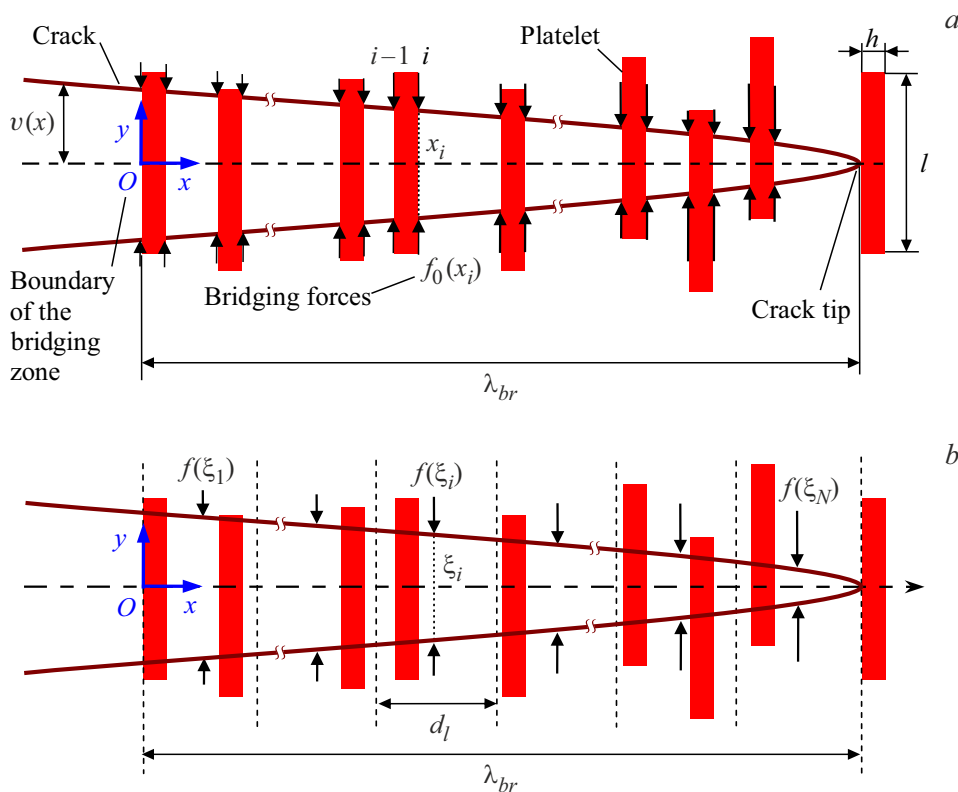


Рис. 1. *a* — трещина в композите керамика/графен. В зоне бриджинга силы, препятствующие раскрытию трещины, представлены в виде дискретной системы точечных сил $f_0(x_i)$. *b* — иллюстрация схемы расчета. Зона бриджинга разделена на слои равной ширины d_i , в каждом из которых действует интегральная сила $f(\xi_i)$.

зависимость между критической скоростью выделения энергии и объемной долей графена.

Чоу и Грин [15] и Овидько и Шейнерман [13] рассчитали эффект изгиба (отклонение от прямолинейного распространения) трещин в керамике, упрочненной, соответственно, карбидом кремния и ГНП. Они продемонстрировали, что даже при небольшой объемной доле графена (до 2–4%) изгиб трещины может повысить трещиностойкость на несколько десятков процентов. В то же время, наблюдения с помощью электронной микроскопии трещин и поверхностей изломов композитов керамика/графен (см., например, обзоры [2,3]) подчеркивают очень важную роль бриджинга трещин в сочетании с выдергиванием ГНП в повышении трещиностойкости таких композитов. Важная роль бриджинга дополнительно подтверждается характером зависимостей трещиностойкости [3] (которые демонстрируют значительное увеличение вязкости разрушения с увеличением длины трещины), наблюдениями за „сморщиванием“ ГНП [2,3] и обертыванием ГНП вокруг зерен [4,16], что может сильно увеличить силу трения между ГНП и керамической матрицей в процессе выдергивания.

В настоящей работе предлагается теоретическая модель, описывающая процесс выдергивания ГНП из керамической матрицы и его влияние на вязкость разрушения материала. Модель является развитием ранее

предложенной модели Бобылева и Шейнермана [17], которая, в свою очередь, использует метод, изначально разработанный Шао и др. [18] для описания трещиностойкости перламутра. Отличия настоящей модели от более ранней версии [17] описываются в следующем параграфе.

2. Теоретическая модель

Рассмотрим распространение трещины в образце композита, упрочненном ГНП. Для этого рассмотрим модельную прямую полубесконечную трещину нормального отрыва, пересекающую систему одинаковых пластин (одинаковой длины l , ширины h и толщины w) перпендикулярных плоскости трещины (рис. 1). В области левее вершины трещины, где расстояние между поверхностями трещины меньше длины ГНП, которую будем называть зоной бриджинга, пластинки образуют перемычки между поверхностями трещины. Трение между ГНП и керамической матрицей создает силы, препятствующие раскрытию трещины, тем самым, повышая вязкость разрушения материала.

В работе [17] ранее рассматривалась конфигурация ГНП, расположенных симметрично относительно плоскости трещины, т.е. центры всех ГНП находились точно в плоскости трещины на одной линии. Такая конфигу-

рация искусственна и приводит к переоценке эффекта выдергивания, поскольку силы сопротивления выдергиванию при этом максимальны для каждой пластины. В настоящей модели предполагается, что пластины расположены случайным образом относительно плоскости трещины (но по-прежнему перпендикулярно ей). При случайном расположении пластин относительно плоскости трещины силы трения на верхнем и нижнем берегах трещины различны. Однако процесс выдергивания пластины из матрицы контролируется меньшей силой (с той стороны, где погружение в матрицу меньше). Очевидно, что начальная глубина погружения может варьироваться от 0 до $l/2$, тогда как в модели [17] она равна точно $l/2$. Для учета случайного распределения ГНП относительно плоскости трещины примем начальную глубину погружения ГНП в матрицу равной усредненной глубине погружения, т.е. $l/4$. Тогда в декартовой системе координат (x, y) с началом на границе зоны бриджинга (рис. 1) силы трения на границах раздел графен/керамика (на единицу длины в направлении, перпендикулярном плоскости рис. 1) записываются [17] как

$$f_0(x_i) = \tau(x_i) \left[\frac{l}{4} - v(x_i) \right]. \quad (1)$$

Здесь x_i — координаты границ раздела матрица/пластина, вдоль которых действуют силы (i принимает значения от 1 до числа, равного общему числу границ раздела), $v(x_i)$ — величина раскрытия трещины в точке $x = x_i$ (которое равно длине выдергивания ГНП в том же месте), $\tau(x_i)$ — среднее напряжение трения на границе раздела между графеном и матрицей. В дальнейшем для рассматриваемого случая композитов керамика/графен мы предполагаем, что напряжение $\tau(x_i)$ не зависит от величины раскрытия трещины в точке, и полагаем $\tau(x_i) = \tau_0$, где τ_0 — постоянная материала.

Следует отметить, что в общем случае ГНП не лежат параллельно друг другу. Однако существуют методики синтеза, которые дают достаточно близкие к нашей модели структуры. Так в композитах керамика/графен, полученных с использованием искрового плазменного спекания и под действием одноосного сжатия, ГНП имеют тенденцию преимущественно лежать в плоскостях, нормальных или почти перпендикулярных направлению сжатия [2,3]. Например, в композитах Si_3N_4 /графен, полученных в [19] этим методом, более 80% ГНП были ориентированы в пределах $\pm 15^\circ$ от преимущественного направления ориентации. Поэтому в настоящей работе мы рассматриваем случай композитов керамика/графен с параллельными ГНП и подвергнутых одноосной растягивающей нагрузке, приложенной вдоль пластин. Плоскость трещины, соответственно, мы будем считать строго перпендикулярной ГНП.

Так как ГНП распределены в материале случайным образом, мы не знаем их координаты, и, следовательно, не можем напрямую определить силы f_0 .

Тем не менее, мы можем описать силы, препятствующие раскрытию трещины, воспользовавшись следующей процедурой из работы [17]. Разделим зону бриджинга трещины на N одинаковых слоев, ширина d_l которых в направлении роста трещины мала по сравнению с длиной λ_{br} зоны бриджинга (см. рис. 1, *b*). В этом случае раскрытие v берегов трещины можно считать постоянным в пределах каждого слоя. Заменяем ансамбль всех сконцентрированных сил, действующих внутри каждого слоя на границах раздела матрица/пластина (координаты которых нам неизвестны), с помощью одной сконцентрированной силы $F(\xi_i)$, определяемой как сумма сил, созданных всеми ГНП, лежащими внутри слоя. Для определенности мы помещаем эти силы в центры каждого из слоев, задаваемых координатами (в системе координат, показанной на рис. 1):

$$\xi_i = (i - 1/2)d_l, \quad i = 1, 2, \dots, N. \quad (2)$$

Силы $F(\xi_i)$ можно задать как

$$F(\xi_i) = 2\tau_0[l/4 - v(\xi_i)]wN_{gr}. \quad (3)$$

Здесь $2\tau_0[l/4 - v(\xi_i)]$ представляет собой удвоенную силу (для учета трения на обеих боковых поверхностях ГНП), задаваемую формулой (1), w — ширина ГНП (в направлении, перпендикулярном плоскости рис. 1) и N_{gr} — усредненное число ГНП в пределах одного слоя. Мы считаем, что ГНП равномерно распределены в объеме материала, а значит, с учетом равной ширины всех слоев, величина N_{gr} также одинакова для любого слоя. Число N_{gr} можно оценить следующим образом. Если обозначить ширину трещины (в направлении, перпендикулярном плоскости рис. 1) как W , то все ГНП, способные пересекать плоскость трещины, содержатся в пределах параллелепипеда с размерами $2l \times d_l \times W$ и, соответственно, объемом $V = 2ld_lW$. Суммарный же объем графена V_{gr} в пределах этого параллелепипеда равен $V_{gr} = N_{gr}V_0 = N_{gr}lwh$ (здесь $V_0 = lwh$ — объем одной ГНП). Объемная доля с графена в материале по определению: $c = V_{gr}/V = N_{gr}wh/(2d_lW)$. Отсюда находим

$$N_{gr} = \frac{2cd_lW}{wh}. \quad (4)$$

Из (3) и (4) находим силу $F(\xi_i)$ в виде

$$F(\xi_i) = \frac{cd_lW}{h} \tau_0[l - 4v(\xi_i)]. \quad (5)$$

В свою очередь сила в расчете на единицу длины слоя в направлении оси z (см. рис. 1, *b*) задается как

$$f(\xi_i) = F(\xi_i)/W = \frac{cd_l}{h} \tau_0[l - 4v(\xi_i)]. \quad (6)$$

Заметим, что силы $f(\xi_i)$ не зависят от размера w (ширины) ГНП.

В рамках подхода [17,18] вязкость разрушения K_{IC} композита записывается как

$$K_{IC} = K_I^0 - K_I^{br}, \quad (7)$$

где K_I^0 — вязкость разрушения без учета эффекта бриджинга, а K_I^{br} — коэффициент интенсивности напряжений, создаваемый силами трения при выдергивании ГНП. Величина отрицательна и задается следующим выражением [17,18]:

$$K_I^{br} = -\sqrt{\frac{1}{2\pi}} \frac{cd_l\tau_0}{h} \sum_{i=1}^N \frac{l - 4v(\xi_i)}{\sqrt{\lambda_{br} - \xi_i}}. \quad (8)$$

Абсолютное значение величины K_I^{br} увеличивается с ростом λ_{br} , в конечном итоге достигая насыщения. При этом трещина переходит в установившийся режим роста [18], в котором она растет, но зона бриджинга сохраняет размер. В установившемся режиме новый мостик, образующийся на правом конце зоны бриджинга, всегда сопровождается полным выдергиванием ГНП на левом конце.

Чтобы использовать формулу (8) необходимо знать величины $v(\xi_i)$ раскрытия трещины. Они находятся путем решения следующей системы из N линейных уравнений [18]:

$$v(\xi_i) = \frac{4K_I^0\sqrt{\lambda_{br} - \xi_i}}{\sqrt{2\pi E}} + \frac{2cd_l\tau_0\sqrt{\lambda_{br} - \xi_i}}{\pi E h} \sum_{n=1}^N \frac{l - 4v(\xi_n)}{\sqrt{\lambda_{br} - \xi_n}} - \frac{cd_l\tau_0}{\pi E h} p.v. \sum_{n=1}^N [l - 4v(\xi_n)] \ln \frac{\sqrt{\lambda_{br} - \xi_i} + \sqrt{\lambda_{br} - \xi_n}}{|\sqrt{\lambda_{br} - \xi_i} - \sqrt{\lambda_{br} - \xi_n}|}. \quad (9)$$

Здесь E — модуль Юнга матрицы, а $p.v.$ означает главное значение в смысле Коши (определение и инструкции по вычислению этой величины могут быть найдены в приложении к статье [18]).

3. Результаты и обсуждение

В этом параграфе мы рассчитали зависимости вязкости разрушения композитов керамика/графен от различных параметров на примере композита стабилизированный оксид циркония (YSZ)/графен, используя экспериментальные данные из [10]. Все расчеты выполнены для установившегося режима распространения трещины, характеризующегося достаточно большими длинами трещин (см. предыдущий параграф). Модель калибруется, используя экспериментальные данные [10] для случая малого содержания графена, когда не ожидается снижения вязкости разрушения из-за увеличения пористости, типичной для композитов керамика/графен с высокой концентрацией графена. Калибровка заключается в подборе значения параметра τ_0 , при котором достигается хорошее совпадение с экспериментальными

данными. В работе [10] были получены образцы композита YSZ/графен со средней толщиной ГНП $h = 7$ nm. Средняя длина ГНП не указана, но микрофотографии структуры показывают, что типичная длина ГНП составляет порядка нескольких сотен nm (наиболее вероятно в диапазоне 300–500 nm). Испытания [10] показали, что $K_I^0 = 7.8$ МПа · м^{1/2}, коэффициент увеличения трещиностойкости $\eta = K_{IC}/K_I^0 \approx 1.038$ и 1.09 для $c = 0.25$ и 0.5 vol.% соответственно.

Для значения модуля Юнга $E = 577$ GPa [20], $h = 7$ nm и $l = 500$ nm хорошее совпадение с экспериментальными данными [10] достигается при значении $\tau_0 = 370$ МПа. Наши вычисления дают $\eta \approx 1.04$ при $c = 0.25$ vol.% и $\eta \approx 1.08$ при $c = 0.5$ vol.%. При более высоких значениях концентрации графена экспериментальные данные [10] расходятся с нашими расчетами. Например, при $c = 2$ vol.% наша модель дает $\eta \approx 1.27$, тогда как измеренное увеличение вязкости разрушения составляет $\sim 64\%$.

Таким образом, значение $\tau_0 = 370$ МПа обеспечивает достаточно хорошее совпадение с экспериментальными данными при малых концентрациях графена. Мы сравнили его с имеющимися данными, полученными моделированием, для разных систем керамика/графен (к сожалению, для системы YSZ/графен найти данные экспериментов или моделирования нам не удалось). Например, для системы Al₂O₃/графен было найдено [21] значение $\tau_0 = 395.77$ МПа. Таким образом, полученная нами оценка вполне реалистична. Следует заметить, что в модели [17] использовалось $\tau_0 = 200$ МПа, что объясняется упомянутой выше переоценкой эффекта выдергивания из-за симметричного расположения ГНП.

Теперь мы можем построить зависимости коэффициента увеличения трещиностойкости η от различных параметров (c, l, h) для получения теоретических оценок упрочнения, вызванного бриджингом трещин. Графики ниже построены для $\tau_0 = 370$ МПа, $E = 577$ GPa [20] и $K_I^0 = 7.8$ МПа · м^{1/2} [10]. На рис. 2, а показаны зависимости степени упрочнения от объемной доли графена c для различных значений длины l ГНП, рассчитанные для $h = 7$ nm. Рис. 2, а демонстрирует, что коэффициент η растет с увеличением содержания c графена в композите, а нормализованное увеличение вязкости разрушения $(K_{IC} - K_I^0)/K_I^0 = \eta - 1$ растет с объемной долей графена примерно как $\eta - 1 \sim c^{0.8}$. Это означает, что наша модель предсказывает более быстрый рост трещиностойкости, по сравнению с предыдущими моделями [11,12], которые предсказывали $K_{IC} - K_I^0 \sim c^{1/2}$.

На рис. 2, б показаны зависимости коэффициента η от длины l ГНП для различных значений толщины h , рассчитанные при $c = 1$ vol.%. Рис. 2, б демонстрирует, что вязкость разрушения растет с увеличением длины ГНП. Несмотря на то, что для фиксированной объемной доли графена большая длина пластинки означает меньшее количество пластинок в композите, более длинную ГНП гораздо труднее вытащить из матрицы из-за большей площади границы раздела, что

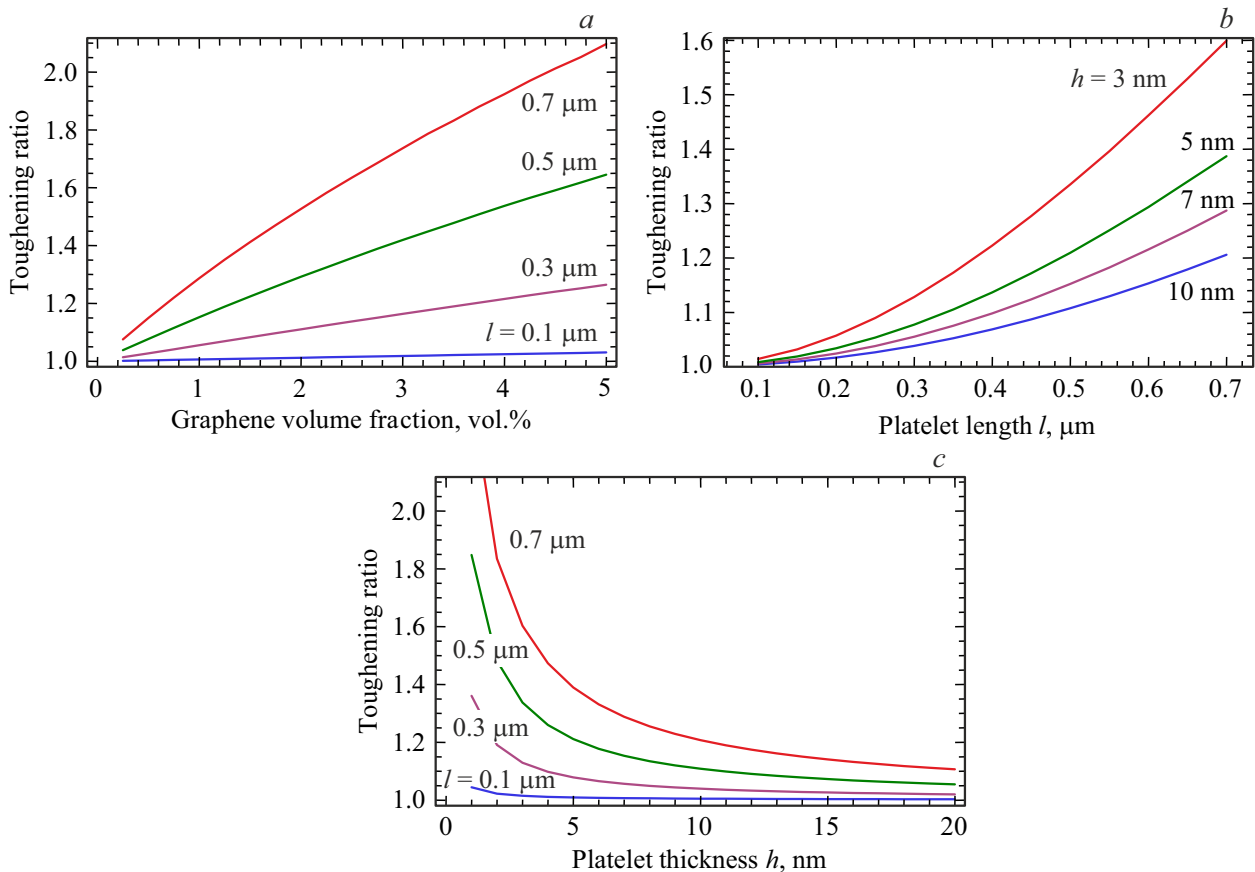


Рис. 2. Зависимости коэффициента увеличения трещиностойкости композита YSZ/графен от: (а) объемной доли графена для толщины графеновых пластин $h = 7$ nm и разных значений длины l ; (b) длины графеновых пластин для объемной доли графена $c = 1\%$ и разных значений толщины h ; (c) толщины графеновых пластин для объемной доли графена $c = 1\%$ и разных значений длины l .

и обеспечивает рост вязкости разрушения. Зависимости на рис. 2, b справедливы для длин пластинок ниже значений, при которых пластинки графена могут разорваться. Критическую длину разрушения графеновых пластинок можно оценить из уравнения $\tau_0 l_c = \sigma_m h$, где σ_m — прочность ГНП на разрыв. Последнее соотношение дает: $l_c/h = \sigma_m/\tau_0$. Если оценить прочность графеновых пластинок на разрыв прочностью монослойного графена (от 35 GPa для некоторых образцов поликристаллического графена до 130 GPa для чистого графена [22]), то получим: $l_c/h = 175-650$. Это означает, что все кривые на рис. 2, b лежат в области, в которой ГНП точно не разрушаются.

На рис. 2, c показаны зависимости коэффициента от толщины ГНП h для различных значений длины l , рассчитанные при $c = 1$ vol.%. Рис. 2, c показывает, что трещиностойкость быстро падает с увеличением толщины ГНП. Причина этого заключается в том, что чем больше толщина ГНП, тем их меньше в композите (при фиксированной объемной доле графена), а значит и меньше мостиков, связывающих берега трещин. То есть при заданной объемной доле графена более тонкие ГНП обеспечивают более высокую вязкость разрушения.

Однако простое изменение толщины ГНП без изменения их количества не влияет трещиностойкость.

В целом рис. 2 демонстрирует, что если выдергивание ГНП является доминирующим механизмом, контролирующим распространение трещин в композитах керамика/графен, вязкость разрушения может увеличиваться до $\sim 100\%$, в зависимости от концентрации графена в композите и размеров ГНП. Эта цифра сопоставима с типичным экспериментально наблюдаемым ростом трещиностойкости [9,10,22] (обычно около 20–60%).

4. Заключение

Таким образом, мы предложили модель, описывающую влияние выдергивания ГНП из матрицы на трещиностойкость композитов керамика/графен. В рамках модели рассмотрена нормальная трещина отрыва, распространяющаяся перпендикулярно параллельной системе ГНП, выдергивание которых из керамической матрицы в области позади вершины трещины затрудняет раскрытие трещины. На примере композита YSZ/графен мы продемонстрировали, что увеличение вязкости разрушения $K_{IC} - K_I^0$ зависит от объемной концентрации c графена

примерно как $K_{IC} - K_I^0 \sim c^{0.8}$. Расчеты также показали, что для заданной концентрации графена более длинные и тонкие ГНП обеспечивают более высокую трещиностойкость.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант 18-19-00255).

Конфликт интересов

Автор заявляет, что у него нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] I.A. Ovid'ko. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **34**, 1, 19 (2013).
- [2] H. Porwal, S. Gresso, M.J. Reece. *Adv. Appl. Ceram.* **112**, 8, 443 (2013).
- [3] A. Centeno, V.G. Rocha, B. Alonso, A. Fernandez, C.F. Gutierrez-Gonzalez, R. Torrecillas, A. Zurutuza. *J. Eur. Ceram. Soc.* **33**, 15–16, 3201 (2013).
- [4] L.S. Walker, V.R. Marroto, M.A. Rafiee, N. Koratkar, E.L. Corral. *ACS Nano* **5**, 4, 3182 (2011).
- [5] B. Lee, M.Y. Koo, S.H. Jin, K.T. Kim, S.H. Hong. *Carbon* **78**, 212 (2014).
- [6] A. Nieto, D. Lahiri, A. Agarwal. *Mater. Sci. Eng. A* **582**, 338 (2013).
- [7] J. Lui, H. Yan, K. Jiang. *Ceram. Int.* **39**, 6, 6215 (2013).
- [8] H. Porwal, P. Tatarko, S. Grasso, J. Khaliq, I. Dlouhý, M.J. Reece. *Carbon* **64**, 359 (2013).
- [9] J.H. Shin, S.H. Hong. *J. Eur. Ceram. Soc.* **34**, 5, 1297 (2014).
- [10] J. Liu, H. Guo, Y. Su, L. Wang, L. Wei, G. Yang, Y. Yang, K. Jiang. *Mater. Sci. Eng. A* **688**, 70 (2017).
- [11] L. Zhang, X.G. Zhang, Y. Chen, J.N. Su, W.W. Liu, T.H. Zhang, Y.T. Wang. *Appl. Phys. Lett.* **105**, 16, 161908 (2014).
- [12] C. Ramirez, M.I. Osendi. *Ceram. Int.* **40**, 7, 11187 (2014).
- [13] I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **43**, 1/2, 52 (2015).
- [14] G.H. Campbell, M. Rühle, B.J. Dalgleish, A.G. Evans. *J. Am. Ceram. Soc.* **73**, 3, 521 (1990).
- [15] Y.S. Chou, D.J. Green. *J. Am. Ceram. Soc.* **76**, 8, 1985 (1993).
- [16] I. Ahmad, M. Islam, H.S. Abdo, T. Subhani, K.A. Khalil, A.A. Almajid, B. Yazdani, Y. Zhu. *Mater. Des.* **88**, 1234 (2015).
- [17] S.V. Bobilev, A.G. Sheinerman. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **57**, 1, 54 (2018).
- [18] Y. Shao, H.-P. Zhao, X.-Q. Feng, H. Gao. *J. Mech. Phys. Solids* **60**, 8, 1400 (2012).
- [19] O. Tapasztó, L. Tapasztó, H. Lemmel, V. Puchy, J. Dusza, C. Balázs, K. Balázs. *Ceram. Int.* **42**, 1, 1002 (2016).
- [20] I.D. Muhammad, M. Awang, O. Mamat. *Adv. Mater. Res.* **845**, 387 (2014).
- [21] X. Wang, J. Zhao, E. Cui, X. Tian, Z. Sun. *Nanomaterials* **11**, 6, 1374 (2021).
- [22] P.Y. Huang, C.S. Ruiz-Vargas, A.M. van der Zande, W.S. Whitney, M.P. Levendorf, J.W. Kevek, S. Garg, J.S. Alden, C.J. Hustedt, Y. Zhu, J. Park, P.L. McEuen, D.A. Müller. *Nature* **469**, 389 (2011).

Редактор Т.Н. Василевская